Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY

INFORMATION REPORT

This Document contains information affecting the National Defense of the United States, within the meaning of Title 18, Sections 793 and 794, of the U.S. Code, as amended. Its transmission or revelation of its contents to or receipt by an unauthorized person is prohibited by law. The reproduction of this form is prohibited.

50X1-HUM

CONFIDENTIAL/CONTROL-U. S. OFFICIALS ONLY

SECURITY INFORMATION

50X1-HUM

COUNTRY	East Germany	REPORT	
SUBJECT	Publication on the Annealing of Hardened Steels	DATE DISTR.	8 September 1953
		NO. OF PAGES	1
DATE OF INFO.		REQUIREMENT NO.	RD
PLACE ACQUIRED		REFERENCES	

50X1-HUM

THE SOURCE EVALUATIONS IN THIS REPORT ARE DEFINITIVE.
THE APPRAISAL OF CONTENT IS TENTATIVE.

50X1-HUM

Attached is a publication by J. N. Bogachev and V. G. Permiakov entitled Das Anlassen von gehaertetem Stahl (Annealing of Hardened Steels). It was published as No. 56 of the Metallkundliche Berichte by Verlag Technik in Berlin in 1952.

Enclosure: 1 booklet

50X1-HUM

CONFIDENTIAL/CONTROL - U. S. OFFICIALS ONLY

STATE		ARMY		NAVY		AIR		FBI		AEC		OCD	x		

(Note: Washington Distribution Indicated By "X"; Field Distribution By "#".) Form # 51-61 January 1953

50X1-HUM

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 :
CIA-RDP80S01540R002600110008-9

US OFFICIALS ONLY
SECURITY INFORMATION

50X1-HUM

METALLKUNDLICHE BERICHTE

BAND 56

Das Anlassen von gehärtetem Stahl

Von

J. N. Bogatschew, W. G. Permiakow

VERLAG TECHNIK BERLIN

CONFIDENTIAL
CONTROL U. S. OFFICIALS ONLY

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 :
CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9 -HUM

DAS ANLASSEN VON GEHÄRTETEM STAHL

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

И. Н. БОГАЧЕВ, В. Г. ПЕРМЯКОВ

ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ
Москва 1950 Свердловск

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

METALLKUNDLICHE BERICHTE · BAND 56

HERAUSGEBER: W. KÖHLER

Das Anlassen von gehärtetem Stahl

Von

J. N. Bogatschew, W. G. Permiakow

VERLAG TECHNIK BERLIN
1952

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Übersetzung: Dipl.-Ing. R. Kautz, Berlin
Wissenschaftliche Bearbeitung: Dr. v. Wolkoff, Berlin

In dieser Arbeit werden Fragen der Technologie und der Kinetik der Anlaßverfahren von gehärtetem Kohlenstoffstahl und legiertem Stahl erläutert. Sie ist für Ingenieure, Metallurgen und Studenten der Metallkunde und der thermischen Behandlung bestimmt

Alle Rechte vorbehalten
Copyright 1952 Verlag Technik GmbH, Berlin NW 7
Lizenz-Nr. 201

Verantwortlicher Lektor: Margret Neustädt
Verantwortlicher Verlagsredakteur: Walter Bergmann
Druckgen. Nr. 570/191/52 Deutsche Demokratische Republik
Satz und Druck: Lehmann & Bernhard, Schönberg (Meckl.)

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Vorwort der Originalausgabe	6
I. Das Anlassen von Kohlenstoffstahl	7
1. Struktur des gehärteten kohlenstoffhaltigen Stahls	7
2. Verlauf des Anlassens bei kohlenstoffhaltigem Stahl	8
3. Verlauf des Martensitzerfalls beim Anlassen von Kohlenstoffstahl	17
II. Einfluß der Legierung auf die Karbidbildung beim Anlassen	26
4. Untersuchungsverfahren	26
5. Anlassen von Kohlenstoffstählen	39
6. Anlassen von Chromstahl	47
7. Anlassen von Wolfram- und Molybdänstahl	56
8. Anlassen von Manganstahl	61
9. Anlassen von Nickelstahl	66
10. Anlassen von Siliziumstahl	72
11. Thermische Untersuchung des Anlaßvorgangs	78
12. Karbidbildung beim Anlassen, Graphitisationserscheinungen	84
13. Karbidbildung beim Zerfall des Restaustenits	94
III. Das Anlassen von legiertem Stahl	102
14. Verlauf der Kohlenstoffausscheidung aus dem α-Mischkristall	102
15. Einfluß der Legierungselemente auf die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem Martensit beim Anlassen	106
16. Einfluß der Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften der angelassenen Stähle	111
Literaturverzeichnis	117

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Vorwort der Originalausgabe

Das Anlassen von gehärtetem Stahl ist ein wichtiges Teilgebiet der thermischen Behandlung, für dessen Erforschung unsere Wissenschaftler großes Interesse gezeigt haben. In den letzten 10 bis 15 Jahren wurden in unserem Lande viele Forschungsarbeiten über das Anlassen von gehärtetem Stahl durchgeführt. Besonders ergebnisreich waren die Untersuchungen von *S. S. Steinberg* [1, 2], *G. W. Kurdiumow* [3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 14, 15], *S. T. Konobejew* [11—13], *S. T. Kischkin* und ihrer Mitarbeiter gewesen. Auf Grund der Ergebnisse dieser Untersuchungen wird im ersten Teil dieses Buches ein allgemeines Schema des Anlaßverfahrens gegeben.

Im Hauptteil des Buches sind die Arbeitsergebnisse der Verfasser in den letzten Jahren enthalten. Das Ziel dieser Arbeiten bestand in der Präzisierung und Entwicklung des Anlaßverfahrens, besonders für legierte Stähle.

Die Untersuchungen über das Anlassen von Chromstählen wurden von dem Kandidat der technischen Wissenschaften *W. G. Permiakow* durchgeführt; die Arbeit über die Karbidbildung bei der Graphitisierung von Siliziumstählen stammt von dem Kandidat der technischen Wissenschaften *A. N. Nechajew*. Die übrigen Arbeiten haben unter der Anleitung der Verfasser die Studenten *J. G. Wischkowski, W. P. Sykowa, W. K. Mokrjewitsch, L. L. Piatakowa, S. M. Rigmant* u. a. abgeschlossen. Die Verfasser sprechen hiermit allen Mitarbeitern ihren Dank aus. Die Beschreibung aller Arbeiten wird in gekürzter Form wiedergegeben.

Die Verfasser

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

I. Das Anlassen von Kohlenstoffstahl

1. Struktur des gehärteten kohlenstoffhaltigen Stahls

Unter Anlassen verstehen wir das Erhitzen des gehärteten Stahls bis zu einer Temperatur, die den unteren kritischen Punkt (A_1) nicht überschreitet. Zweck des Anlassens ist die Verringerung der Sprödigkeit des gehärteten Stahls, die Erhöhung seiner Zähigkeit, die Beseitigung innerer Spannungen und die Stabilisierung der Struktur, der linearen Abmessungen und der mechanischen Eigenschaften in den möglichen Grenzen.

Das Anlassen ruft schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen eine tiefe Strukturänderung des gehärteten Stahls und gleichzeitig eine Veränderung seiner mechanischen und physikalischen Eigenschaften hervor. Die Erforschung der Umwandlungen, die im Stahl beim Anlassen erfolgen, ist erforderlich, wenn man sich den Mechanismus und die Kinetik der Vorgänge, die im gehärteten Stahl beim Erhitzen ablaufen, erklären will.

Das Gefüge des gehärteten Stahles besteht im wesentlichen aus Martensit und Restaustenit. Martensit, der im allgemeinen im Gefüge des gehärteten Stahls überwiegt, stellt eine übersättigte Lösung des Kohlenstoffs im α-Eisen dar. Der Kohlenstoffgehalt des Martensits entspricht genau dem Kohlenstoffgehalt des Austenits vor dem Härten des Stahls, aber nur dann, wenn kein teilweiser Zerfall des Austenits und kein teilweises Anlassen des Martensits stattgefunden hat.

Das Raumgitter des Martensits stellt ein verzerrtes Gitter des α-Eisens dar, die Knotenpunkte des Gitters sind durch Eisenatome besetzt. Ein Teil der Zwischenräume zwischen den Eisenatomen ist durch Kohlenstoff-Atome[1]) (Ionen) besetzt.

Da das Atomvolumen (Ionenvolumen) des Kohlenstoffs bedeutend größer ist als der Raum zwischen den Eisenatomen, führt das Eindringen des Kohlenstoffatoms (-ions) zu einer wesentlichen

[1]) Es ist sehr wahrscheinlich, daß die C-Atome im Eisengitter ionisiert sind; deshalb ist es richtiger, nicht von Atomen, sondern von Ionen zu sprechen. Im Text werden beide Bezeichnungen angewandt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

tetragonalen Verzerrung des Martensitgitters. Diese Verzerrung wird bei dem Elementarwürfel des α-Eisens, in welchen das Kohlstoffatom (ion) eingedrungen ist, am größten sein und wird mit wachsender Entfernung von denselben schnell abnehmen. Die mittlere tetragonale Verzerrung des Martensitgitters wurde durch röntgenographische Messungen bestimmt; sie wurde in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt des Martensits in den Grenzen des Gitterachsen-Verhältnisses $\frac{c}{a}$ von 1,0 bis 1,08 liegend gefunden.

Der zweite Strukturbestandteil — der Restaustenit — stellt den Austenit-Anteil dar, der beim Härten des Stahls erhalten blieb und bei normaler Temperatur ebenso wie der Martensit vorhanden ist. Nach der allgemeinen Ansicht unterscheidet sich der Restaustenit in seiner Natur und Zusammensetzung nicht von dem Austenit (γ-Mischkristall) vor der Stahlhärtung.

Außer Martensit und Restaustenit können im gehärteten Stahl noch verschiedene bei der Austenitisierung (Lösungsglühen) vor dem Härten ungelöste Karbide, nichtmetallische Einschlüsse, Verunreinigungen usw. vorhanden sein. Diese Bestandteile üben einen gewissen Einfluß auf den Anlaßvorgang des Stahls aus, ändern aber nichts an dessen grundsätzlichem Charakter und werden aus diesem Grunde meistens nicht berücksichtigt.

2. Verlauf des Anlassens bei kohlenstoffhaltigem Stahl

Die beiden Gefügebestandteile des gehärteten Stahls sind unbeständig und streben danach, in einen beständigeren Zustand, in einen Gleichgewichtszustand, überzugehen. Bei dem beim Anlassen des gehärteten Stahls verlaufenden Übergang in einen stabileren Zustand handelt es sich um einen Diffusionsvorgang. Seine Wirkung ist aus diesem Grunde hauptsächlich durch die Erhitzungstemperatur und den Grad der Übersättigung des Stahls an Kohlenstoff bestimmt.

Das Anlassen erfolgt bei beliebigen Temperaturen. Bei niedrigen in der Nähe der Raumtemperatur liegenden Temperaturen verläuft dieser Vorgang außerordentlich langsam und erfordert für seine Vollendung Hunderte und Tausende von Jahren.

Höhere Temperaturen beschleunigen das Anlassen sehr stark. Die wesentlichsten Veränderungen der Stahleigenschaften treten beim Anlassen in einem bestimmten, ziemlich eng begrenzten Temperaturbereich ein. Sie werden je nach der Temperatur als erste, zweite, dritte und vierte Umwandlung bezeichnet.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Der stufenweise Charakter des Anlassens von gehärtetem Stahl kann durch seine beiden Gefügebestandteile, dem Martensit und Austenit, erklärt werden, deren Zerfall nicht gleichzeitig, sondern in verschiedenen Temperaturbereichen erfolgt.

Die Umwandlungen des Stahls beim Anlassen führen zu bestimmten physikalischen und mechanischen Veränderungen, und diese Veränderungen können durch verschiedene Untersuchungsverfahren festgelegt werden.

Die erste Umwandlung

Bei dem ununterbrochenen Erhitzen des gehärteten, kohlenstoffreichen Stahls mit verschiedener Geschwindigkeit bis zu Tempera-

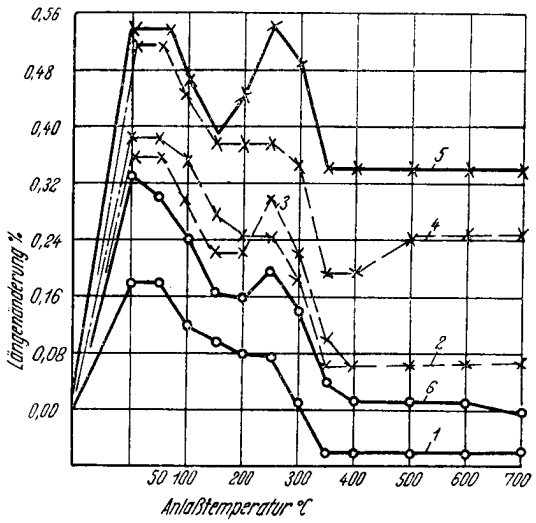

Bild 1. Längenänderung gehärteter Stahlstäbe beim Anlassen auf verschiedene Temperaturen [1]
1 — Härten von 750° C; 2 — 800° C; 3 — 850° C; 4 — 900° C; 5 — 950° C; 6 — 1000° C

turen von 80 bis 100° C kommt es zu keinen merkbaren Veränderungen, da der Anlaßvorgang bis zu diesen Temperaturen nur mit einer außerordentlich geringen Geschwindigkeit vor sich geht.

Nach dem Erreichen von 80 bis 100° C nimmt das Stahlvolumen ziemlich schnell ab (Bild 1), ebenso sein elektrischer Widerstand

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

(Bild 2). Beide Änderungen werden durch deutlich nachweisbare Wärmeeffekte begleitet (Bild 3).

Die Intensität dieser Erscheinungen zeugt davon, daß bei den genannten Anlaßtemperaturen ein Zerfall des Martensits der festen,

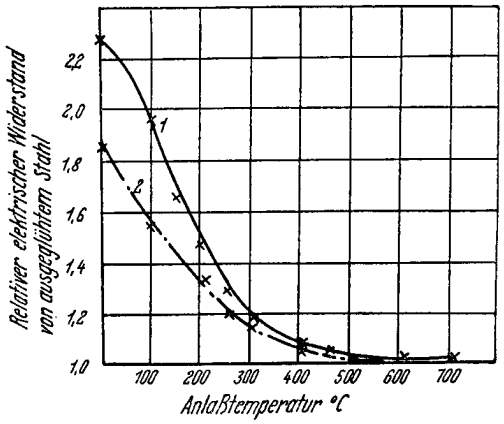

Bild 2. Änderung des elektrischen Widerstandes beim Anlassen von gehärtetem Stahl [2]
1 — Stahl mit 1,2 % C, Härten von 1100° C in Wasser; 2 — mit 0,83 % C Härten von 1100° C in Wasser

übersättigten Lösung von C im α-Eisen stattfindet, der mit zunehmender Temperatur ansteigt, bei 150 bis 170° C ein Maximum erreicht und darauf wieder fällt. Die genauesten Angaben über den bei diesen Temperaturen ablaufenden Anlaßvorgang erhält man durch Röntgen-Feinstrukturuntersuchungen. Sie zeigen, daß beim Erhitzen des gehärteten Stahls ein mit der Ausscheidung von Kohlenstoff aus dessen Gitter und mit einer Verringerung des Tetragonalitätsgrades des Gitters verbundener Zerfall stattfindet.

Die Intensität des bei stetem Erhitzen von gehärtetem Stahl erfolgenden Martensitzerfalls kann infolgedessen durch die Kohlenstoffmenge charakterisiert werden, die sich in der Zeiteinheit in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur ausscheidet. Man erhält hierbei Kurven, wie sie in Bild 4 dargestellt sind. Die Kurve 1 zeigt den Zerfall des Martensits bei einem Stahl mit hohem, die Kurven 2 und 3 den bei einem solchen mit niedrigem C-Gehalt, während die Kurve 4 die Verringerung der Tetragonalität des Martensitgitters mit Erhöhung der Anlaßtemperatur schematisch zeigt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Wie aus diesen Kurven zu ersehen ist, zerfällt der Martensit in Kohlenstoffstählen bei Temperaturen, die nahe bei Raumtemperatur liegen, praktisch nicht, ungeachtet des hohen Übersättigungsgrades des α-Mischkristalls mit Kohlenstoff. Die Ursache dafür ist, wie bereits oben erwähnt wurde, die geringe Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Stahl bei niedrigen Anlaßtemperaturen.

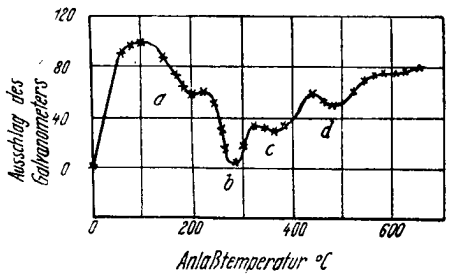

Bild 3. Wärmeeffekte beim Anlassen des Stahls U 10,[1]) gehärtet bei 850° C

Mit der Erhöhung der Anlaßtemperatur steigt die Zerfallsgeschwindigkeit des α-Mischkristalls ununterbrochen. Infolge der gleichzeitigen Abnahme der Übersättigung des α-Mischkristalls mit Kohlenstoff erfolgt jedoch die Zunahme des sich je Zeiteinheit ausscheidenden Kohlenstoffs nur bei Temperaturen von 120 bis 170° C; bei höheren Temperaturen verringert sich die Menge des sich ausscheidenden Kohlenstoffs.

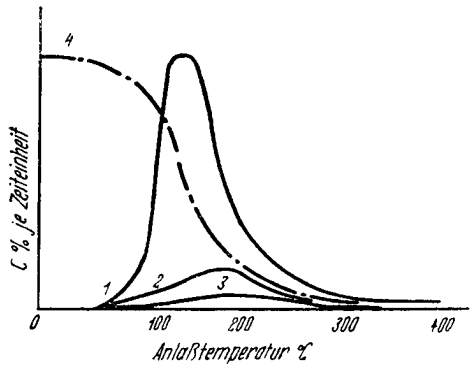

Bild 4. Schematische Darstellung des C-Gehaltes, der sich in der Zeiteinheit aus dem a-Mischkristall beim kontinuierlichen Erhitzen des gehärteten Stahl ausscheidet

Bild 4 deutet diese Gesetzmäßigkeit an. Die Kurve 1 erreicht bei 130 bis 160° C ihren Höhepunkt und fällt mit abnehmender Temperatur ständig und nähert sich schließlich asymptotisch der Tem-

[1]) Anm. d. deutschen Red.: Die mit U 10 bezeichnete Stahlsorte entspricht der in Tafel 3 mit dem russischen Buchstaben Y 10 bezeichneten.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

peraturachse. Hieraus folgt, daß sich die größte Kohlenstoffmenge bei einem stetigen Erhitzen des gehärteten hochkohlenstoffhaltigen Stahls aus der Lösung in dem engen Temperaturbereich von 120 bis 170° C ausscheidet. Dadurch wird auch die plötzliche Verringerung der Tetragonalität des Martensitgitters und die anormale Änderung der Eigenschaften des gehärteten Stahls bei Temperaturen zwischen 100 und 170° C erklärt, die im allgemeinen als „erste Umwandlung" bezeichnet wird.

Oft wird auch fälschlicherweise der Übergang des tetragonalen Martensits in den kubischen Martensit als „erste Umwandlung" bezeichnet, worunter man aber lediglich die Änderung der Tetragonalität des Gitters in diesem Temperaturbereich versteht; doch ist eine solche Vorstellung über ein Anlassen des Stahls bei niedrigen Temperaturen grundsätzlich falsch, da der Martensit, eine mit Kohlenstoff übersättigte Lösung des α-Eisens, kein kubisches Gitter haben kann. Die Kurven in Bild 4 beweisen die Unhaltbarkeit

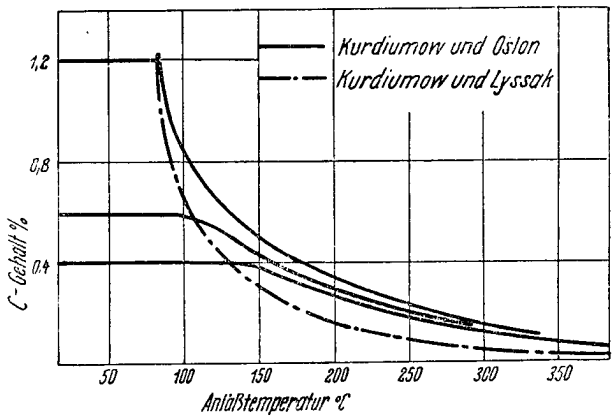

Bild 5. C-Gehalt in dem α-Mischkristall (Martensit) in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur

einer solchen Vorstellung; der Martensitzerfall, die Kohlenstoffausscheidung aus seinem Gitter, beginnt bereits bei Raumtemperatur und ist bei Temperaturen von 350 bis 400° C beendet. Nur nach dem Erreichen dieser Temperaturen wird das α-Eisengitter praktisch vollständig von dem oberhalb der Sättigungsgrenze gelösten Kohlenstoff frei und verliert die tetragonale Verzerrung.

Zur Veranschaulichung des Gesagten ist in Bild 5 die Änderung des C-Gehalts im Martensit des C-Stahls in Abhängigkeit von der

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Anlaßtemperatur nach den Angaben von *Kurdiumow* und seinen Mitarbeitern dargestellt.

Mit der Verringerung des C-Gehaltes im Stahl nimmt der Sättigungsgrad des α-Mischkristalls an Kohlenstoff ab, und zwar sowohl auf Kosten des geringen C-Gehaltes der festen Lösung (Austenit) vor dem Härten, als auch auf Kosten des teilweisen Zerfalls der ersten Martensitanteile während der Abkühlung des Stahls unterhalb des Martensitpunktes. Infolge der geringeren Sättigung des α-Mischkristalls mit Kohlenstoff und der Ungleichmäßigkeit in der Zusammensetzung verschiebt sich in Stählen mit mittlerem C-Gehalt das Maximum der Kurven des Martensitzerfalls in Richtung zu höheren Temperaturen. Bei Stählen mit niedrigem C-Gehalt kommt es überhaupt nicht vor (Bild 4).

Die Anlaßgeschwindigkeit von gehärtetem Stahl verändert den Charakter der Kurven des Martensitzerfalls nicht, sondern ruft nur eine Verschiebung des Zerfallmaximums in Richtung zu höheren oder niedrigeren Temperaturen hervor.

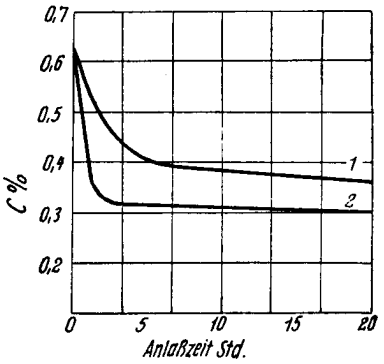

Bild 6. C-Gehalt des Martensits in Abhängigkeit von der Anlaßdauer 1 — Anlassen bei 150° C; 2 — Anlassen bei 200° C

Im Falle des isothermen Verbleibens des gehärteten Stahls bei einer beliebigen Anlaßtemperatur erfolgt die Kohlenstoffausscheidung aus der Lösung anfangs sehr intensiv, läßt aber dann schnell nach und hört bei genügend langer Dauer praktisch völlig auf (Bild 6). Jeder Anlaßtemperatur entspricht ein bestimmter, praktisch konstanter C-Gehalt des Martensits. Mithin wird der C-Gehalt des Martensits eines C-Stahls während des Anlassens durch die Anlaßtemperatur, Anlaßdauer und durch den Anteil des Gefüges an Ausgangsmartensit bestimmt.

Der physikalische Zustand des Anlaß-Kohlenstoffs ist nicht genügend geklärt. Der Zerfall des Martensits beim Anlassen mit niedrigen Temperaturen beruht auf der Kohlenstoffausscheidung aus dem Gitter des α-Eisens und auf dessen Rückkehr in den Ausgangszustand.

Auf die Frage, in welchem Zustand der Kohlenstoff aus dem Martensit ausgeschieden wird, können wir leider bis heute noch

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

keine genaue Antwort geben. Trotz der zahlreichen Untersuchungen, die dieser Frage bei niedrigen Anlaßtemperaturen gewidmet wurden, konnte man bisher nur feststellen, daß sich der Kohlenstoff in Gestalt von Eisenkarbid ausscheidet, doch sind die Zusammensetzung und die Struktur dieses Karbids noch nicht bekannt. Die Schwierigkeit bei der Untersuchung des Karbids beim Anlassen mit niedrigen Temperaturen liegt vor allem in der außerordentlich hohen Dispersion und in der verhältnismäßig geringen Menge, die in den handelsüblichen, ja sogar in hoch kohlenstoffhaltigen Stählen ausgeschieden wird. Demnach können bei den Röntgen-Feinstrukturuntersuchungen, die ein einwandfreies Bild über die Skruktur und die Zusammensetzung von Kristallen ergeben, unterscheidbare Interferenzlinien der Karbide nur bei einer gesetzmäßigen Orientierung der Karbidkristalle im gehärteten Stahl festgestellt werden.

Die gesetzmäßige Orientierung der Karbide erhält man beim Anlassen von Einkristallen des gehärteten Stahls. Diesen Umstand nutzten *Kurdiumow* und seine Mitarbeiter aus, sie wandten dieses Verfahren bei der Untersuchung der Anlaßkarbidphase bei Einkristallen zuerst an. Durch die Untersuchungen von *Kurdiumow* über das Anlassen von Einkristallen wurde zum erstenmal festgestellt, daß sich der Kohlenstoff beim Martensitzerfall kohlenstoffhaltiger Stähle in Gestalt von Eisenkarbid ausscheidet; das ausgeschiedene Eisenkarbid ist seiner Struktur nach und wahrscheinlich auch seiner Zusammensetzung nach nicht identisch mit dem Zementit Fe_3C; doch konnten auch diese Untersuchungen der Stahl-Einkristalle die Zusammensetzung und die Struktur des bei niedrigen Temperaturen ausgeschiedenen Eisenkarbids noch nicht klären.

Erfolglos verliefen bisher auch die Versuche zur Ermittlung der Zusammensetzung des während des Anlassens bei niedrigen Temperaturen ausgeschiedenen Karbids mit Hilfe der chemischen Phasenanalyse, da es keine zuverlässigen Methoden zur Trennung des Karbidsegregats von elementarem Kohlenstoff gibt, der aus dem α-Mischkristall ausfällt. Deshalb bezeichnet man zur Zeit nach dem Vorschlag von *Kurdiumow* das während des Anlassens bei niedrigen Temperaturen entstehende Eisenkarbid durch die Formel Fe_xC.

Die zweite Umwandlung

Beim Erhitzen von gehärtetem Kohlenstoffstahl über 190 bis 200° C erfolgt, bei anhaltendem Martensitzerfall, eine neue Um-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

wandlung, die sich durch einen stärkeren Wärmeeffekt, durch Vergrößerung des Volumens und Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit des Stahls (Bild 1, 2, 3, b) auszeichnet.

Gleichzeitig ergibt die magnetische Untersuchung und Röntgen-Feinstrukturanalyse dieses Umwandlungsvorgangs eine Verringerung des Restaustenitanteils im Stahl.

Alle diese Erscheinungen, wie auch die zwischen dem Wärmeeffekt und der Volumenänderung des Stahls bei der Umwandlung des Restaustenits bestehende Proportionalität sprechen dafür, daß bei den gegebenen Temperaturen ein Zerfall des Restaustenits im Stahl vor sich geht. Dieser Zerfall beginnt bei Temperaturen von etwa 190 bis 200° C, setzt sich dann bei 240 bis 270° C energisch fort (Bild 3, b) und ist bei Temperaturen von 300 bis 350° C beendet.

Der Zerfall von Restaustenit bei Erhöhung der Anlaßtemperatur verläuft im allgemeinen in der gleichen Weise wie der Zerfall von Martensit (Bild 4, Kurve 1), jedoch mit dem Unterschied, daß das Maximum in diesem Fall zwischen 240 und 270° C liegt; bei dieser Temperatur dürfte der größte Teil des Restaustenits zerfallen. Aus diesem Grunde erfolgt in diesem Temperaturbereich auch eine Änderung der Eigenschaften des gehärteten Stahls. Die plötzliche Änderung der Eigenschaften des gehärteten Stahls in dem Temperaturbereich zwischen 250 und 270° C wird in der Literatur im allgemeinen als „zweite Umwandlung" bezeichnet und ist durch den Zerfall des Restaustenits bedingt. Ebenso wie im vorhergehenden Fall ist auch hier die Grenze für den Zerfall des Restaustenits bei 240 bis 270° C nicht genau gezogen, da der Zerfall von Restaustenit beim Erhitzen des Stahls in Wirklichkeit im Grenzbereich von 190 bis 350° C erfolgt.

Auch die Zerfallprodukte des Restaustenits sind bis jetzt nur wenig erforscht, und aus diesem Grunde enthält die Literatur hierüber auch keine genauen Angaben. *G. W. Kurdiumow* nimmt an, daß sich beim Zerfall von Restaustenit in Kohlenstoffstählen dieselben Bestandteile bilden, wie beim Zerfall des Martensits bei denselben Anlaßtemperaturen. Es entsteht daher mit anderen Worten ein α-Mischkristall mit dem gleichen C-Gehalt und derselben Tetragonalität, und es entstehen dieselben dispersen Karbide Fe_xC, wie beim Martensitzerfall desselben Stahls bei der gleichen Temperatur. Als indirekten Beweis für die Richtigkeit dieser Annahme kann man die oft beobachtete Analogie der mechanischen und physikalischen Eigenschaften der Anlaßprodukte und des isothermen Härtens des Stahls bei ein und derselben Temperatur anführen.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Es besteht ein Grund zu der Annahme, daß der Zerfall des Restaustenits dem Zerfall des unmittelbar überkühlten Austenits bei denselben Temperaturen und bei derselben Zusammensetzung ähnlich ist.

Die dritte Umwandlung

Der Zerfall des Restaustenits erfolgt in den Temperaturgrenzen von 300 bis 350° C (in Abhängigkeit von seiner Menge und Zusammensetzung), aber bereits bei Beginn dieser Temperaturen tritt im Verlauf des weiteren Martensit- und Restaustenitzerfalls eine neue Umwandlung, die sogenannte „dritte Umwandlung" ein (Bild 3, c).

Die Röntgen-Feinstrukturuntersuchung hat beim Anlassen von Stahleinkristallen im Temperaturbereich von 280 bis 350° C ergeben, daß bei der dritten Umwandlung — der Karbidumwandlung — das als Zerfallprodukt bei niedrigen Anlaßtemperaturen ausgeschiedene Karbid Fe_xC sich in ein zementitartiges Karbid verwandelt, dessen Struktur und Zusammensetzung dem Zementit Fe_3C sehr ähnlich ist.

Die Erhöhung der Anlaßtemperatur über 300° C beschleunigt die ununterbrochene Karbidumwandlung, die auf Grund der Feinstrukturuntersuchung bei 300° C innerhalb von 30 bis 40 Stunden und bei 350° C innerhalb von ½ bis 2 Stunden, bei 400° C dagegen innerhalb einiger Minuten beendet ist. Beim dauernden Erhitzen mit üblichen Geschwindigkeiten erfolgt die Karbidumwandlung bei 350 bis 360° C am intensivsten. Die Mechanik der Karbidumwandlung konnte infolge des Fehlens genauer Angaben über die Struktur und die Zusammensetzung des Karbids Fe_xC noch nicht aufgeklärt werden.

Nach der Karbidumwandlung stellt der bei 350 bis 400° C angelassene Stahl ein Haufwerk von elastisch-verformten Kristallen des α-Eisens, mit hauptsächlich im Inneren vorhandenen kleindispersen Eisenkarbid-Teilchen vom Zementittyp dar. Bei weiterer Erhöhung der Anlaßtemperatur erfolgen im Stahl Rückbildungsprozesse (Schwund der elastischen Spannungen der α-Eisenkristalle), Rekristallisation des Ferrits und Koagulation der Karbide. Bei stetem Erhitzen verläuft die Rückbildung bei Temperaturen von etwa 450° C am energischsten. Die intensive Rückbildung bei diesen Anlaßtemperaturen äußert sich in einem deutlich merkbaren Wärmeeffekt (Bild 3, d) und wird mitunter als „vierte Umwandlung" bezeichnet.

Bei Erhöhung der Temperatur über 550 bis 600° C tritt zu der

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Koagulation der Karbide und der Rekristallisation des Ferrits das teilweise Inlösunggehen der Karbidphase; der letztgenannte Prozeß entsteht infolge Erhöhung der Löslichkeitsgrenze des Kohlenstoffs im α-Eisen oberhalb dieser Temperatur.

Kurzes Schema der Anlaßprozesse (nach G. W. Kurdiumow)

1. Eine Übersicht über die beim Erhitzen von gehärtetem Kohlenstoffstahl ablaufenden Vorgänge zeigt, daß die wichtigste Phase beim Anlassen von Raumtemperatur auf 350 bis 400° C der Zerfall des Martensits ist, der bei 120 bis 170° C sein Maximum erreicht.

Beim Zerfall des Martensits scheidet sich aus diesem Kohlenstoff in Gestalt von außerordentlich feindispersem Karbid Fe_xC aus; gleichzeitig verringert sich die Tetragonalität des Gitters des α-Eisens, und zwar entspricht jeder Anlaßtemperatur ein bestimmter C-Gehalt, der in fester Lösung zurückbleibt. Diese C-Konzentration fällt mit zunehmender Anlaßtemperatur; bei 300 bis 350° C ist die Lösung mit Kohlenstoff praktisch ungesättigt.

2. Dem Martensitzerfall folgt der Zerfall des Restaustenits, der im Bereich von 200 bis 250° C erfolgt und sein Maximum bei 240 bis 270° C erreicht. Als Ergebnis des Restaustenitzerfalls entsteht eine der Struktur des Martensitzerfalls bei denselben Temperaturen ähnliche Struktur.

3. Im Temperaturbereich von 300 bis 400° C tritt zu den beiden ersten Vorgängen noch der Karbidprozeß, d. i. die Umwandlung des Karbids Fe_xC in Zementit Fe_3C. Am Ende des Martensitzerfalls und der Karbidumwandlung bei 350 bis 400° C besteht der angelassene Stahl aus elastisch verformten Ferritkristallen mit darin verteilten feindispersen Zementitkarbid-Kristallen.

4. Oberhalb von 400° C beginnen die elastischen Spannungen zu schwinden, und es setzt Rekristallisation des Ferrits sowie Koagulation der Karbide ein. Zusätzlich kommt es dann zu einer teilweisen Karbidauflösung infolge Erhöhung der Löslichkeitsgrenze des Kohlenstoffs im α-Eisen.

3. Verlauf des Martensitzerfalls beim Anlassen von Kohlenstoffstahl

Eine theoretische Erklärung der Erscheinungen des Martensitzerfalls brachten in den letzten Jahren die Arbeiten von *S. T. Konobejewski* und *G. W. Kurdiumow;* sie stützen sich auf die klassische Gesetzmäßigkeit des Zerfalls von überkühlten flüssigen Lö-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

sungen und auf den Zerfall von übersättigten festen Lösungen. Auf Grund der Untersuchungen von *Konobejewski* und *Kurdiumow* verläuft der Martensitzerfall beim Anlassen von gehärtetem Stahl wie folgt:

Unmittelbar nach dem Härten stellt der Martensit des Kohlenstoffstahls eine übersättigte Lösung von Kohlenstoff im α-Eisen dar, mit einer statistisch gleichmäßigen Verteilung der C-Atome (Ionen) im Gitter des α-Eisens. Wie jede übersättigte Lösung, so ist auch die feste Lösung Martensit unbeständig, so daß es in ihr zu Vorgängen kommen muß, die auf die Verringerung des Sättigungsgrades oder auf die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem Martensitgitter gerichtet sind. Die C-Ausscheidung wird in Form von Eisenkarbid erfolgen, da in den Eisenkarbidschmelzen bei allen Temperaturen unterhalb des geringsten thermodynamischen Potentials ein Zweiphasenzustand aus Ferrit und Eisenkarbid herrscht. Die Entstehung der Karbidphase kann nur durch Bildung einer im Innern des α-Mischkristalls fluktuierenden Kohlenstoff-Konzentration bis zu dem Zustand erfolgen, der der Zusammensetzung des Eisenkarbids entspricht. Letzteres ist bei der gegebenen Anlaßtemperatur beständig bis zum Ausscheiden der entstandenen Teilchen des Kohlenstoffs in Gestalt von Karbidkeimen und dem Anwachsen derselben in den Karbidteilchen bis zu einem gewissen Dispersionsgrad. Die unvermeidlichen Fluktuationen der Kohlenstoffkonzentration entstehen im Martensit bei einer beliebigen Temperatur auf Kosten der Wärmebewegung der Atome. Sie sind beständig und können innerhalb des α-Mischkristalls anwachsen, da ihre Bildung zu einer Verringerung des thermodynamischen Potentials des Systems oder, infolge Kondensierung des Systems, zur Verringerung ihrer freien Energie führt. Die Ausscheidung von Teilchen des α-Mischkristalls mit erhöhtem C-Gehalt und ihre Umwandlung in Keime der Karbidphase braucht eine bestimmte Energie zur Bildung der Trennungsfläche zwischen dem zerfallenden α-Mischkristall und den sich bildenden Karbidkeimen.

Diese Energie wird der summarischen Oberfläche der sich bildenden Keime proportional sein; nimmt man der Einfachheit halber an, daß die Karbidkeime bei der Ausscheidung eine sphäroidische Form haben, — so wird die erforderliche Energie dem Quadrat des mittleren Keimradius proportional sein. Die Energie für die Bildung einer Trennungsoberfläche kann teilweise auf Kosten der Verringerung der freien Energie des Systems beim Zerfall des α-Mischkristalls gebildet werden; letztere ist dem Volumen der ausgeschiedenen Karbidkeime oder der dritten Potenz ihres mittleren

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Radius proportional. Teilweise kann diese Energie durch die Energiefluktuation in den zerfallenden Abschnitten des α-Mischkristalls gedeckt werden.

Allgemein kann man die Änderung der freien Energie bei der Bildung von Keimen der Karbidphase durch die Gleichung von *A. A. Popow* ausdrücken

$$\triangle F = -\frac{4}{3}\pi r^3 n \triangle f + 4\pi r^2 na, \qquad (1)$$

worin $\triangle f$ Änderung der freien Energie des Systems beim Ausscheiden einer Volumeneinheit der Karbidphase

r mittlerer Radius der Keime

n Zahl der ausgeschiedenen Teilchen

a überschüssige Energie für die Bildung einer Einheit der Teilungsoberfläche

bedeuten.

Die Analyse der Gleichung 1 zeigt, daß $\triangle F$ bei bestimmten Werten von r positiv und ein Maximum erreichen wird. Tatsächlich wächst die den Stoff begrenzende Volumenfläche mit Erhöhung des Dispersionsgrades der Teilchen schnell an, wobei beim Ausscheiden sehr feiner Teilchen aus dem α-Mischkristall der Energieverbrauch für die Bildung der Trennungsflächen die Abnahme der freien Energie übersteigt. Das geschieht auf Kosten des Überganges des α-Mischkristalls in einen stabileren Zustand; demnach wird die freie Energie des Systems im ganzen nicht abnehmen, sondern ansteigen. Die Abhängigkeit der Änderung der freien Energie des α-Mischkristalls von der Größe der ausscheidenden Teilchen zeigt Bild 7. Daraus ist ersichtlich, daß bei einem Radius der ausgeschiedenen Teilchen unter r_o, $\triangle F$ positiv sein wird. Die Vorgänge, die mit einer Erhöhung der freien Energie des Systems verlaufen, sind energetisch ungünstig und unwahrscheinlich. Aus diesem Grunde könnte auch die Karbidbildung bei Nichtvorhandensein einer Energiefluktuation in dem α-Misch-

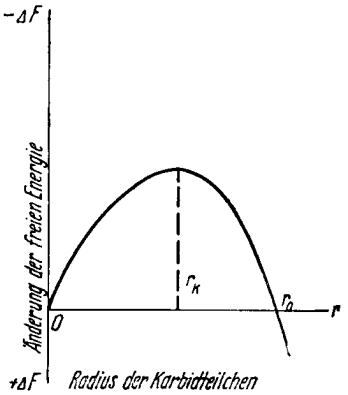

Bild 7. Schema der Änderung der freien Energie beim Martensitzerfall in Abhängigkeit vom Radius der Karbidteilchen

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

kristall nur dann aus eigenem Antrieb entstehen, wenn die Teilchen des α-Mischkristalls eine Größe gleich oder größer als r_o, bei welcher $\triangle F = 0$ ist, erreichen.

In unbeständigen Systemen, zu denen auch der übersättigte α-Mischkristall gehört, entsteht gleichzeitig mit der Fluktuation des Stoffes auch eine Fluktuation der Energie. Auf Kosten der letzteren kann ein Teil der Energie zur Bildung der Trennungsoberfläche gedeckt werden, was die Ausscheidung aus der Karbidlösung von Teilchen mit einem Radius von weniger als r_o wahrscheinlich macht. Gleichzeitig damit werden nur die aus der Lösung ausgeschiedenen Teilchen von einem Radius, der größer als r_k ist, beständig sein. Sie werden die Fähigkeit zum Anwachsen durch Vereinigung der Kohlenstoff- und der Eisenatome aus dem α-Mischkristall besitzen, da ihr Zuwachs zu einer Verringerung der freien Energie dieser Lösung führen wird. Die Teilchen, die kleiner als r_k sind, müssen sich, auch wenn sie aus dem α-Mischkristall ausgeschieden sind, abermals auflösen, da ihr Zuwachs zu einer Erhöhung der freien Energie des Systems führen wird. Auf diese Weise ist der Radius des Teilchens r_k der kritische Radius des Keimes. Nur nach Erreichen des Radius r_k kann das Teilchen des α-Mischkristalls zum Keim der Karbidphase werden.

Allgemein kann man den kritischen Radius des Keimes aus der Gleichung (1) berechnen, wenn man

$$-4\pi r^2 n \triangle f + 8\pi rna = 0$$

setzt.

Daraus ergibt sich

$$r_k = \frac{2a}{\triangle f}$$

Der kritische Radius des Keimes kann auch mit Hilfe der bekannten Gleichung von *Thomson* für übersättigte feste Lösungen ermittelt werden.

$$ln \frac{C_r}{C_\infty} = \frac{2\sigma M}{RT\delta} \cdot \frac{1}{r},$$

worin C_r die Lösbarkeit der Karbidteilchen von Radius r oder die C-Konzentration des α-Mischkristalls ist, wobei der Kohlenstoff sich im Gleichgewicht mit den Karbidteilchen vom Radius r befindet;

C_∞ dasselbe für Teilchen mit einem unendlich großen Radius;

σ die Oberflächenspannung an der Trennungsfläche der Phasen;

M das Molekulargewicht der Karbidphase;

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

R die Gaskonstante;
T die absolute Temperatur und
δ die Dichte der Karbidphase

bedeuten.

Die graphische Abhängigkeit der Lösbarkeit der Karbidteilchen von ihrem Radius bei gegebener Temperatur kann durch das Bild 8 von *S. T. Konobejewski* [12] dargestellt werden. Darin entspricht die Kurve 1 der äquivalenten Konzentration des α-Mischkristalls

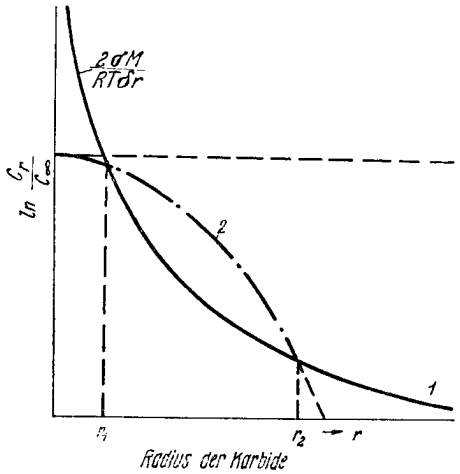

Bild 8. Änderung der Lösbarkeit der Karbidphase und der Martensitkonzentration in Abhängigkeit vom Radius der Karbidteilchen

in Abhängigkeit vom Teilchenradius und die Kurve 2 der tatsächlichen Verringerung der Konzentration nach Maßgabe des Wachsens der Karbidkristalle.

Es ist klar, daß bei der gegebenen Menge von Keimen der Karbildphase die Karbidteilchen auf Kosten des C-Gehaltes des α-Mischkristalls nur im Bereich von r_k bis r_2, wo die Kurve 2 höher als die Kurve 1 liegt, zunehmen können. Demnach wird r_k der kritische Radius des Keims der Karbidphase sein, der nach dem Ausscheiden die Fähigkeit zum Wachsen besitzt.

In dem Bereich r_k bis r_2 erfolgt ein schnelles Anwachsen der Karbidteilchen auf Kosten der C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall, aber nur bis zum Radius r_2, bei welchem die Lösung an Karbidteilchen des gegebenen Dispersionsgrades gesättigt sein wird, ob-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

gleich sie in bezug auf unendlich große Karbidteilchen noch immer stark übersättigt sein kann.

Eine weitere Verarmung des α-Mischkristalls an Kohlenstoff ist nur durch die Koagulation der Karbidteilchen möglich.

Somit kann man im Zerfallprozeß der übersättigten festen Lösung (Martensit) von Kohlenstoffstahl folgende vier aufeinanderfolgende und sich teilweise überschneidende Stufen beobachten:

1. Bildung von Kohlenstoff-Fluktuationen in dem α-Mischkristall bis zur Karbidzusammensetzung, die bei der gegebenen Temperatur beständig ist, und Anwachsen der mit Kohlenstoff angereicherten Teilchen bis zur kritischen Größe r_k; das ist die Vorbereitungsstufe.

2. Ausscheidung dieser Teilchen aus der Lösung (Bildung von Keimen der Karbidphase).

3. Anwachsen der ausgeschiedenen Keime auf Kosten der C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall bis zur kritischen Größe r_2 (Bild 8); das ist die Kristallisationsstufe.

4. Koagulationsstufe der Karbidphase.

Die Dauer der einzelnen Zerfallstufen bestimmt man durch die Diffusion der C-Atome (Ionen) in den α-Mischkristall (die Eisenatome sind in einem beliebigen Punkte im Überschuß), da die Diffusionsgeschwindigkeit dem Quadrat des Diffusionsweges der Atome des gelösten Stoffes umgekehrt proportional ist.

Die Bildung der Keimgruppen von der kritischen Größe r_k, die Ausscheidung der Karbidphase und deren Anwachsen bis zum kritischen Radius r_2 erfordern eine Verschiebung der C-Atome (Ionen) um einen verhältnismäßig geringen Abstand von Atomteilen und einigen Atomdurchmessern. Aus diesem Grunde verlaufen die ersten drei Zerfallstufen verhältnismäßig schnell, und in dem Bild, das die Änderung des C-Gehalts des α-Mischkristalls beim isothermen Anlassen (Bild 6) darstellt, werden sie durch den jäh abfallenden Teil der Kurve gekennzeichnet. Die vierte Stufe des Anlassens erfordert die Verschiebung der Atome in Abständen von mehreren 10 000 Atomdurchmessern, deshalb verläuft sie auch äußerst langsam. Die Zusammensetzung des α-Mischkristalls ändert sich dabei sehr wenig. Aus diesem Grunde wird in Bild 6 das Koagulationsstadium durch eine Linie angedeutet, die praktisch parallel zur Abszisse verläuft. Der α-Mischkristall verbleibt in einem metastabilen Gleichgewicht mit der Karbidphase des gegebenen Dispersionsgrades. Demzufolge wird auch die Koagulationsperiode der Karbidphase nach dem Vorschlag von

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

S. T. Konobejewski oft die Periode des „Kolloidalen Gleichgewichtes" genannt.

Jeder Zusammensetzung des Ausgangsmartensits und jeder Anlaßtemperatur werden die gegenseitigen Verhältnisse der Kurven 1 und 2 (Bild 8) entsprechen, und aus diesem Grunde gehört zu jeder Anlaßtemperatur und jeder Zusammensetzung des Ausgangsmartensits eine eigene Kurve der Ausscheidungsgeschwindigkeit von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall, als Resultat des gegebenen Anlaßverfahrens (Bild 5, 6).

Weiter muß auch auf die eigenartige Kinetik des Martensitzerfalls beim Anlassen auf niedrige und hohe Temperaturen hingewiesen werden. Verläuft bei hohen Temperaturen die erste Zerfallstufe — das Vorbereitungsstadium — sehr schnell, und erfolgt weiter die Bildung und das Wachsen der Karbidkeime praktisch gleichzeitig im gesamten Bereich des Martensits, so bilden sich beim Anlassen bei niedrigen Temperaturen unterhalb 100 bis 150° C, infolge der erschwerten C-Diffusion, Karbidkeime nur in einigen Martensitabschnitten, deren Zustand der Zerfallerscheinung nahe ist. Aus diesem Grunde ist der Martensit beim Anlassen auf niedrige Temperaturen nicht homogen.

In den Schichten, in welchen sich die Keime der Karbidphase früher gebildet haben, erfolgt der Martensitzerfall zu allererst; der C-Gehalt wird hier jäh abnehmen, während er in den benachbarten Schichten immer noch dem Ausgangsgehalt gleich sein kann. Nach längerem Verbleiben in der Hitze können immer mehr Martensitteilchen zerfallen, bis schließlich der gesamte Martensit zerfallen ist.

Die Zeit, die bis zum Zerfall des gesamten Martensits erforderlich ist, nimmt mit der Erhöhung der Anlaßtemperatur wesentlich ab. Bei Temperaturen, die in der Nähe der Raumtemperatur liegen, sind hierfür viele Jahre erforderlich, bei Temperaturen von 100 bis 125° C dagegen nur etwa 1 Stunde und bei Temperaturen oberhalb 150° C kann man annehmen, daß der Zerfall des Martensits praktisch gleichzeitig vollständig stattfindet.

Das dargelegte Anlaßschema von gehärtetem Kohlenstoffstahl läßt darauf schließen, daß der Verlauf und die Kinetik des Anlassens eines α-Mischkristalls ausführlich untersucht sind. Das gleiche gilt auch für die Karbidbildung im C-Stahl bei hohen Anlaßtemperaturen. Wesentlich ungenauer ist der Zerfall des Restaustenits in gehärteten Stählen, und vollkommen ungenügend ist die Karbidbildung bei niedrigen Anlaßtemperaturen erforscht worden. Hier ist dem Stand der Dinge nach nur bekannt, daß es ein Eisenkarbid Fe_xC gibt, doch sind die Zusammensetzung des

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

ausgeschiedenen Karbids, seine Eigenschaften und die Technologie und Kinetik des Überganges in Zementitkarbid vollkommen ungeklärt.

Das Anlassen von legierten Stählen ist bisher ebenfalls noch nicht ausreichend untersucht worden. Das liegt darin begründet, daß der Anlaßvorgang legierter Stähle durch das Vorhandensein der Legierungselemente erschwert wird, deren Studium die Anwendung besonderer, äußerst empfindlicher Untersuchungsverfahren erfordert.

Die Erforschung der beim Anlassen von legierten Stählen ablaufenden Vorgänge hat aber besonders große Bedeutung, weil zur Zeit der überwiegende Teil der im Maschinenbau verwandten Stahlsorten Sonderstähle sind. Aus diesem Grunde schenken die Forscher der Klärung des Einflusses der Legierungselemente auf das Anlassen des gehärteten Stahls immer größere Beachtung. Das Anlassen legierter Stähle wurde in den letzten Jahren von *G. W. Kurdiumow* und seinen Mitarbeitern [16, 17], von *A. S. Sawialow* [18], *S. G. Kischkin* [19, 20, 21], *A. P. Guliajew* [22, 23, 24, 25], *I. L. Mirkin* [26], *N. N. Sirota* [27] u. a. erforscht. Von diesen Forschern wurden einige allgemeine Gesetzmäßigkeiten für das Anlassen von legierten Stählen ermittelt, die man wie folgt zusammenfassen kann:

1. Die karbidbildenden Elemente üben einen bestimmten Einfluß auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall aus. Dabei können starke karbidbildende Elemente den Martensitzerfall bei höheren Temperaturen aufhalten, wie das auch bei C-Stahl der Fall ist.
2. Bei niedrigen Anlaßtemperaturen ($< 300^0$ C) wird Eisenkarbid in der Art von Zementit mit sehr wenig Legierungselementen ausgeschieden.
3. Erhöhen der Anlaßtemperatur führt zu einer Anreicherung der Karbidphase mit karbidbildenden Elementen, und zwar um so stärker, je höher die Anlaßtemperatur ist, gegebenenfalls bis zur Bildung von Sonderkarbiden.
4. Je höher die Neigung der Legierungselemente zur Karbidbildung ist, desto höher liegt die Temperatur, bei der sie intensiv in das Karbid aus der festen Lösung übergehen.

Somit zeigen die zur Zeit vorliegenden Angaben über den Einfluß der Legierungselemente auf das Anlassen von gehärtetem Stahl nur einen sehr allgemeinen und schematischen Charakter und lassen noch viele Fragen offen. Dazu gehören in erster Linie die folgenden:

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

a) der Einfluß von nichtkarbidbildenden und karbidbildenden Elementen auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall,

b) die Karbidbildung vom Typ Fe_xC bei niedrigen Anlaßtemperaturen in legierten Stählen und der Einfluß der Legierungselemente auf die Karbidumwandlung Fe_xC in Zementitkarbid Fe_3C,

c) die Kinetik der Änderung der Zusammensetzung der Karbidphase und des α-Mischkristalls in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur in Stählen, die mit karbidbildenden und nichtkarbidbildenden Elementen legiert sind.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

II. Einfluß der Legierung auf die Karbidbildung beim Anlassen

Schon vor Jahren wurden Forschungsarbeiten über den Anlaßvorgang von Kohlenstoffstählen und von legierten Stählen mit Hilfe besonders ausgearbeiteter Untersuchungsverfahren durchgeführt.

Diese Arbeiten zielten darauf ab, ein umfassendes Bild über die Vorgänge, die beim Anlassen von C-Stahl und von legierten Stählen ablaufen, zu geben. Besondere Aufmerksamkeit wurde auf folgende Einzelheiten gerichtet:

1. Erforschung der Kinetik der Karbidumwandlung beim Anlassen von C-Stahl und von legiertem Stahl;
2. Erforschung des Einflusses einzelner Legierungselemente auf den Martensitzerfall gehärteter Stähle;
3. Erforschung der Karbidbildung und der Verteilung der Legierungselemente zwischen der Karbidphase und dem α-Mischkristall beim Anlassen legierter Stähle.

Nachstehend sind die einschlägigen Untersuchungsergebnisse angegeben; außerdem wird auf Grund einer Zusammenfassung der Literaturangaben und der Versuchsergebnisse versucht, ein allgemein gültiges, qualitatives Schema für den Einfluß der Legierungselemente auf das Anlassen von gehärtetem Stahl zu geben.

4. Untersuchungsverfahren

Die Untersuchung des Anlassens von gehärteten Stählen wird wesentlich erschwert durch das Vorhandensein der drei verschiedenen Gefügebestandteile: Karbidphase, Martensit und Restaustenit. Dieselben unterliegen beim Anlassen gleichzeitig verlaufenden und teilweise sich überschneidenden Veränderungen, die die Struktur und Eigenschaften der Stähle verändern.

Aus diesem Grunde erfordert die Analyse aller beim Anlassen ablaufenden inneren Vorgänge, die Umwandlungen jedes Gefügebestandteiles bzw. jeder Phase einzeln zu erfassen, um sie von

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

den Umwandlungen der anderen Komponenten abzugrenzen. Es ist demzufolge notwendig, sämtliche Erscheinungen, die bei den verschiedenen Anlaßverfahren des gehärteten Stahls eintreten, zu erforschen.

Die Aufgabe wird erfreulicherweise dadurch vereinfacht, daß die hauptsächlichste Komponente der normalen gehärteten Stähle der α-Mischkristall — Martensit — ist, und daß im Endergebnis des Anlassens ein mechanisches Strukturgemisch aus Ferrit und Karbiden verschiedener Zusammensetzung und von verschiedenem Dispersionsgrad entsteht. Diese Umstände gestatten es, die Erforschung der Anlaßvorgänge auf die Klärung des Einflusses der Zusammensetzung, des Zustandes des α-Mischkristalls und der Karbidphase beim Erhitzen von gehärtetem Stahl zu beschränken.

Unter den für die Untersuchung des α-Mischkristalls und der Karbidphase in Frage kommenden Verfahren ist zur Zeit die Röntgen-Feinstrukturuntersuchung am meisten verbreitet. Mit ihrer Hilfe erhält man ein umfassendes Bild über die Struktur und Zusammensetzung. Leider besitzt aber die Feinstrukturuntersuchung nur bei kleinen Mengen der Dispersionsphase eine geringe Empfindlichkeit, die mit zunehmendem Dispersionsgrad noch progressiv abnimmt. Aus diesem Grunde ist die Anwendung dieses Verfahrens für die Erforschung der Karbidphase, die sich beim Anlassen legierter Stähle bildet, sehr beschränkt, obgleich sie für die Erforschung der Änderung der Zusammensetzung des α-Mischkristalls beim Anlassen des Stahls sehr nützlich sein kann. Zu den wesentlichen Nachteilen der Feinstrukturuntersuchung zählt auch die schwierige Bedienung der kostspieligen Ausrüstung, ebenso die entsprechend komplizierte und langwierige Untersuchung und die Auswertung der Versuchsergebnisse.

Zu den einfacheren Verfahren, die keine kostsspielige Ausrüstung erfordern, zählt die chemische Phasenanalyse, die bei der Erforschung der Zusammensetzung der Karbidphase von angelassenem Stahl oft angewandt wird. Der hauptsächlichste Nachteil dieses Verfahrens ist die Unmöglichkeit der Ermittlung des Gefüges der aus mehreren Karbidtypen zusammengesetzten Karbidphase; die Phasenanalyse gestattet nur die mittlere Zusammensetzung aller Karbide anzugeben, die sich nach diesem oder jenem Anlassen im Stahl bilden. Als weiterer wesentlicher Nachteil der genannten Methode erscheint die Notwendigkeit der vorzeitigen Ausscheidung der Karbidphase als Niederschlag, so daß keine Garantie für eine Änderung der Zusammensetzung und der Struktur der Karbide beim Ausscheidungsprozeß gegeben ist.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Bedeutend günstiger ist die magnetische Identifizierung der Karbidphase. Sie gestattet, die Änderung der Karbidzusammensetzung an Hand der Umwandlung der ferromagnetischen Karbidphase festzustellen. Die Grundlage der magnetischen Untersuchung bildet die Bestimmung der Temperatur der magnetischen Umwandlung der Karbidphase, — der Punkt A_o — (*Curie*punkt), die stark von der Karbidzusammensetzung abhängt. Dieser Umstand gestattet es, aus der Verschiebung des Punktes A_o alle Änderungen in der Zusammensetzung des ferromagnetischen Karbids und seiner Umwandlungen in Karbide anderer Typen, ohne vorherige Ausscheidung der Karbidphase im Niederschlag, zu beurteilen.

In diesem Zusammenhang sei bemerkt, daß das angewandte magnetische Verfahren im allgemeinen zur Bestimmung des A_o-Punktes in gesättigten Magnetfeldern sehr ungenau ist und deshalb für die Erforschung des Anlassens von Stählen keine zufriedenstellenden Resultate aus folgenden Gründen geben kann:

1. in dem Gefüge des zu magnetisierenden Stahls ist der Anteil der Karbid-Komponente verhältnismäßig klein, außerdem ist sie nur in geringem Maße magnetisierbar;

2. in den Sättigungsfeldern fällt die Intensität der Magnetisierung allmählich mit der Temperatur nach einer ununterbrochenen Kurve, auf welcher eine mehr oder weniger genaue Bestimmung des A_o-Punktes unmöglich ist; nach dieser Kurve ist es oft schwierig, die magnetische Umwandlung der Karbidphase (*Curie*-Punkt) festzustellen.

Die geringe Empfindlichkeit und ungenügende Genauigkeit der magnetischen Untersuchung in starken Feldern gestattet dieses Verfahren nur in solchen Fällen anzuwenden, wo der Anteil an Karbidphase verhältnismäßig groß ist (weißes Gußeisen). Hierin ist auch die geringe Verbreitung der magnetischen Untersuchung für die Analyse der Karbidphase in angelassenen Stählen begründet, ungeachtet dessen, daß diese Methode zweifelsohne bestimmte Vorteile besitzt. So kann man z. B. mit ihrer Hilfe die Karbide unmittelbar an Proben untersuchen; andererseits ist die Untersuchung selbst sehr einfach, sie erfordert keine komplizierte Ausrüstung.

Die Erhöhung der Empfindlichkeit des magnetischen Prüfverfahrens kann durch Schwächung des Magnetfeldes (Bild 9) und durch Anwendung des sogenannten Differentialverfahrens, das nur auf eine magnetisierte Karbidphase anspricht, erreicht werden.

Das von den Verfassern auf diese Weise vervollständigte magnetische Verfahren gestattet, ein vollständiges qualitatives Bild über

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

alle Änderungen der Zusammensetzung der Karbidphase während des Anlassens von Stahl mit beliebigem C-Gehalt zu erhalten.

Die magnetischen Untersuchungen wurden in schwachen Feldern von 30 bis 50 Örstedt in ballistischen Vorrichtungen von *D. S. Steinberg* und mit einem von *W. P. Permiakow* konstruierten, besonderen Differentialmagnetmesser durchgeführt. Die beiden Vorrichtungen sind in den Bildern 10 und 11 schematisch dargestellt.

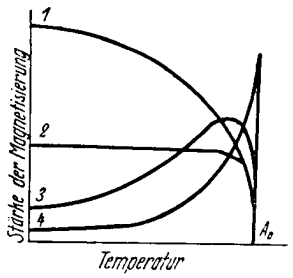

Bild 9. Schema der Magnetisierung von ferromagnetischen Stoffen in Abhängigkeit von der Untersuchungstemperatur in verschiedenen Magnetfeldern 1 — Gesättigte Felder; 2 — Mittlere Felder; 3, 4 — Schwache Felder. A_o-Punkt, Curie-Punkt

Die Untersuchungen wurden mit zylindrischen Proben von 3 mm Durchmesser und 50 mm Länge durchgeführt, die zuvor thermisch behandelt waren. Der A_o-Punkt wurde in beiden Fällen nach der Magnetisierungskurve „Stärke der Magnetisierung — Untersuchungstemperatur" als arithmetisches Mittel zwischen den beiden äußeren Punkten des Temperaturbereichs der magnetischen Umwandlung der Karbidphase bestimmt (Bild 12, 13). Die etwas ungewöhnliche Form einiger Magnetisierungskurven, die mit dem Differential-Magnetmesser erhalten wurden, ist dadurch zu er-

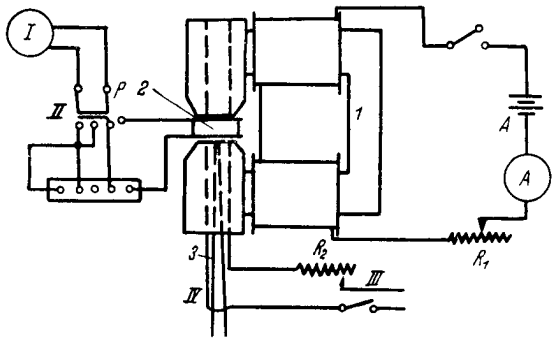

Bild 10. Schema der ballistischen Anlage von W. S. Steinberg
I — Magnetisierungskreis; II — ballistischer Kreis; III — Heizkreis; IV — Thermoelement zur Messung der Temperaturänderung;
1 — Elektromagnet; 2 — ballistische Spule; 3 — Thermopaar

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

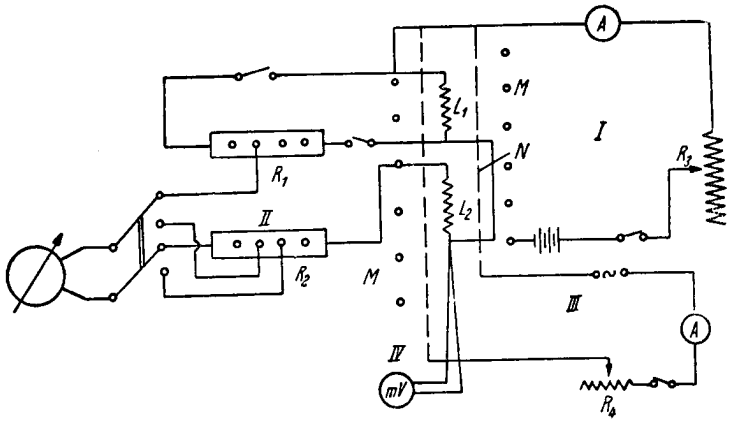

Bild 11. Schema eines Differential-Magnetmessers
I — Magnetisierungskreis; II — ballistischer Kreis; III — Heizkreis; IV — Thermoelement zur Messung der Temperaturänderung; M — Magnetisierungsspule; L_1 und L_2 — ballistische Spulen; N — Heizwicklung

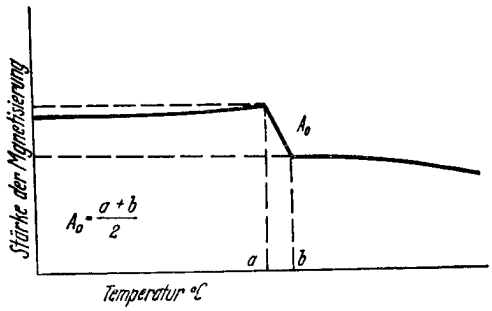

Bild 12. Ermittlung des A_0-Punktes der Karbidphase aus der Magnetisierungskurve, die mit einem der üblichen Magnetmesser aufgenommen wurde

klären, daß die Eichprobe stärker magnetisiert war als das zu untersuchende Muster (Bild 13, 1).

Mit Hilfe der magnetischen Untersuchung kann man auch ein quantitatives Bild über die Änderung der Zusammensetzung der Karbidphase bei der thermischen Behandlung des Stahls erhalten.

Um zu quantitativen Angaben zu kommen, ist es notwendig, eine vorherige Bewertung der Methode durchzuführen, also die

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Abhängigkeit des A_0-Punktes von der Zusammensetzung der Karbidphase festzustellen. Diese Abhängigkeit kann man in jedem einzelnen Fall erhalten, wenn außer dem magnetischen Verfahren noch eine andere beliebige Methode angewendet wird, die quantitative Angaben über die Karbidzusammenstellung gibt. Die Graduierung wird dabei dadurch vereinfacht, daß sich im Zementitkarbid Fe_3C, der sich beim Anlassen von legiertem Stahl bildet,

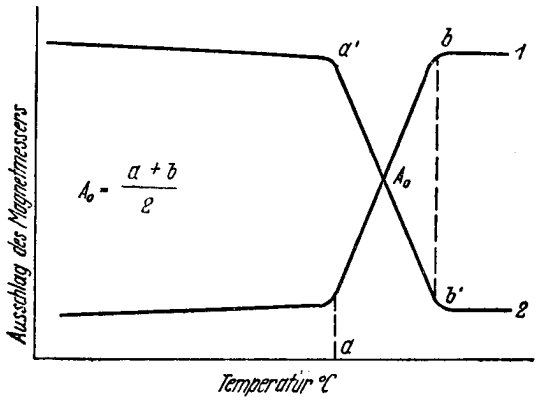

Bild 13. Ermittlung des A_0-Punktes der Karbidphase aus der Magnetisierungskurve, die mit dem Differential-Magnetmesser aufgenommen wurde
1 — Magnetisierbarkeit der Eichprobe ist größer als die Magnetisierbarkeit des Musters;
2 — Magnetisierbarkeit des Musters ist größer als die Magnetisierbarkeit der Eichprobe

im allgemeinen nur der relative Gehalt des Eisens und des Legierungsbestandteils ändern.

Dieser Umstand bietet die Möglichkeit, für Stähle, die nur ein Legierungselement enthalten, eine Graduierung auch ohne Anwendung eines zusätzlichen Untersuchungsverfahrens durchzuführen. Die gleiche Möglichkeit bietet sich auch dadurch, daß in dem Augenblick der Ausscheidung des Zementits Fe_3C das Verhältnis der Konzentration der Eisenatome und des Legierungsbestandteils im Eisen ihrem Gehalt in dem zerfallenden α-Mischkristall entspricht. Eine solche Graduierung erfolgte für Karbid $(Fe, Cr)_3C$. Hierfür wurde der A_0-Punkt beim Anlassen von Cr-Stahl benutzt. Die Anlaßtemperatur betrug etwa 300° C, der C-Gehalt des Stahls schwankte zwischen 1,0 bis 1,3 %, und sein

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Cr-Gehalt betrug 1,38 % »(11 X 1,5)«, 1,92 % »(13 X 2)«, 2,79 »(13 X 3)«, 4,78 (10,5) und 7,22 »(11 X 7)«. Da bei dem Anlassen auf 300° C die Diffusion des Chroms in den α-Mischkristall nur sehr langsam verläuft, kann man annehmen, daß die sich bei kurzer Einwirkung bildende Karbidphase einen Cr-Gehalt aufweist, der dem Cr-Gehalt des Ausgangs-α-Mischkristalls gleicht. Die magnetischen Untersuchungen haben ergeben, daß der A_o-Punkt der Karbidphase beim Anlassen bei 300° C mit der Erhöhung des Cr-Gehaltes in dem α-Mischkristall dauernd sinkt und folgende Werte aufweist:

	A_o-Punkt °C
Stahl mit 1,38 % Cr	180
Stahl mit 1,92 % Cr	175
Stahl mit 2,79 % Cr	165
Stahl mit 4,78 % Cr	115
Stahl mit 7,22 % Cr	80

Tafel 1

Nr.	Stahl[2])	Cr-Geh. des Stahls %	Cr-Geh. des Karbids in Gewicht % (Umrechnung lt. Formel)	A_0-Punkt des Karbids i. Augenbl. d. Ausscheidung °C	Abnahme von A_0 °C	Verringerung von A_0 bez. auf 1% Cr im Karbid °C/% Cr
1	» 11 X 1,5 «	1,38	$\frac{1,38 \cdot 52,3}{178} = 1,22$	180	30	24,5
2	» 13 X 2 «	1,92	$\frac{1,92 \cdot 52,3}{178} = 1,7$	175	35	20,6
3	» 13 X 3 «	2,79	$\frac{2,79 \cdot 52,3}{178} = 2,4$	165	45	18,8
4	» 10 X 5 «	4,78	$\frac{4,78 \cdot 52,3}{178} = 4,2$	115	95	22,5
5	» 11 X 7 «	7,22	$\frac{7,22 \cdot 52,3}{178} = 6,33$	80	130	20,5

Anmerkungen: 1. Das Molekulargewicht des Karbids wurde zu 178 angenommen. — 2. Das Atomgewicht von Chrom wurde mit 52,3 angenommen. — 3. Der A_0-Punkt des reinen Zementits betrug 210 °C.

[2]) Anmerkung der deutschen Redaktion: es handelt sich in den Tafeln 1 und 3 bis 7 um sowjetische Typenbezeichnungen in russischer Schrift.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Mit Hilfe dieser Angaben wurde die Lage des A_o-Punktes in Abhängigkeit vom Cr-Gehalt im Zementit berechnet und in Tafel 1 angeführt.

Bild 14 gibt die Werte in graphischer Darstellung wieder. Hieraus ist die geradlinige Abhängigkeit des A_o-Punktes des Karbids $(Fe, Cr)_3C$ von dem Cr-Gehalt des Karbids ersichtlich, wobei der A_o-Punkt in der ersten Annäherung um 20° C, bezogen auf %, Cr, fällt.

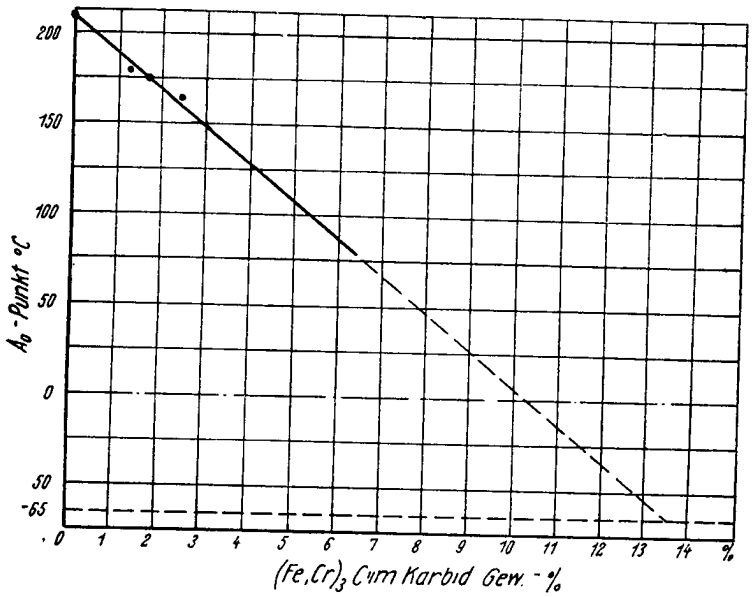

Bild 14. Abhängigkeit des A_o-Punktes des Karbids $(Fe, Cr)_3C$ von dem jeweiligen Cr-Gehalt

Die magnetische Untersuchung der Karbidbildung beim Anlassen von Cr-Stahl zeigte, daß die Cr-Anreicherung des Zementits den A_o-Punkt stetig herunterdrückt, wobei der A_o-Punkt des mit Chrom gesättigten Zementits bei 65° C liegt. Die Extrapolation der Geraden des Bildes 14 bis zu 65° C ergibt einen Cr-Gehalt von 13,5 %, was praktisch dem in der Literatur angegebenen Wert von 14 bis 16 % Cr für Zementit, der mit Chrom bis zur Sättigung angereichert ist, entspricht.

Die Abhängigkeit des A_o-Punktes des Karbids $(Fe, Cr)_3C$ von seinem Cr-Gehalt wurde überprüft. Dazu mußten die Ergebnisse

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

der magnetischen Untersuchung mit dem Ergebnis einer Sonderuntersuchung der Karbidstruktur verglichen werden. Die Ergebnisse beider Prüfungen zeigten eine zufriedenstellende Übereinstimmung. Auf diese Weise läßt die magnetische Untersuchung eine Graduierung des A_0-Punktes des Zementits zu. Sie gestattet es, außer einer qualitativen auch annähernd eine quantitative Ermittlung der Zusammensetzung der Karbidphase beim Anlassen von Sonderstählen durchzuführen.

Ein Nachteil des magnetischen Untersuchungsverfahrens liegt darin, daß es für die Untersuchung unmagnetischer Karbide unbrauchbar ist; ein weiterer darin, daß diese Methode nur eine indirekte Vorstellung von der Änderung der Zusammensetzung des α-Mischkristalls zu vermitteln vermag.

Der erste Umstand schließt aber die Anwendbarkeit der magnetischen Untersuchung für die Klärung der Anlaßbehandlung von Stahl nicht aus, da sich beim Anlassen der handelsüblichen Stähle zumeist ferromagnetischer Zementit bildet.

Der zweite Umstand zwingt, die magnetische Methode durch eine andere geeignete Methode zu ergänzen, die auf die Änderung der Zusammensetzung des α-Mischkristalls anspricht. Hierfür eignet sich z. B. die EMK-Messung. Sie beruht auf einer Vergleichsmessung der EMK des zu untersuchenden Musters und einer Eichprobe bei einem bestimmten Temperaturunterschied ihrer Kontakte. Die EMK eines solchen Thermoelementes hängt in der Hauptsache von dem Raumgitter der festen Lösung und von dessen Spannungsunterschied ab. Der in dem α-Mischkristall gelöste Kohlenstoff und der in dieser gelöste Legierungsbestandteil führt zu bedeutenden Verzerrungen des Raumgitters, die die anderen Faktoren überragt (so z. B. die plastische und elastische Deformation). Aus diesem Grunde hängt die EMK des α-Mischkristalls des Stahls in der Hauptsache von seiner Zusammensetzung ab und kann daher für die Untersuchung aller Anlaßvorgänge des Stahls verwandt werden, die mit der Änderung der Zusammensetzung oder des Zustandes des α-Mischkristalls im Zusammenhang stehen. Vorzüge der EMK-Messung sind hohe Empfindlichkeit und Schnelligkeit.

Aus diesem Grunde führte der Verfasser neben den magnetischen auch thermoelektrische Messungen an gehärteten Stählen beim Anlassen durch[3]).

Diese Messungen erfolgten nach dem in Bild 15 gezeigten Schema. Als Elektroden dienten eine Eisenprobe bzw. geglühte oder auf

[3]) Die EMK-Messung wurde mit *N. F. Kunin* (TSCHIMESH) entwickelt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

hohe Temperaturen angelassene Proben aus dem zu untersuchenden Stahl. Die Eisenprobe war geeicht und war aus WIT-Eisenblech von 1 mm Stärke hergestellt. Um eine möglichst volle Entkohlung zu erreichen und möglichst alle Spannungen in diesem Eichplättchen zu beseitigen, wurde es bei 1100° C in Wasserstoff 48 Stunden geglüht und anschließend langsam abgekühlt.

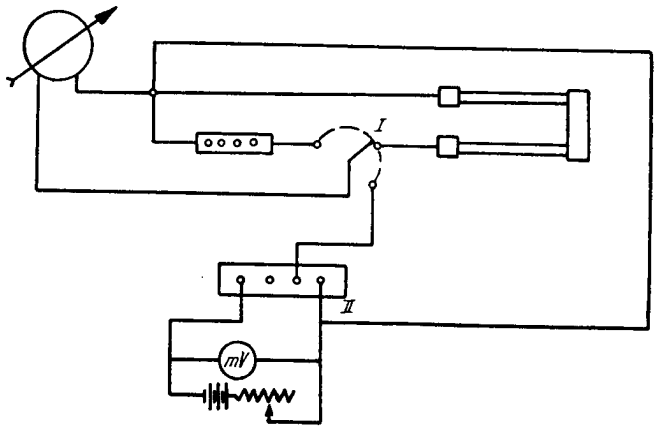

Bild 15. Einrichtung zum Messen der EMK
I — Arbeitsnetz; II — graduiertes Netz

Als zweite Elektrode diente die zu magnetisierende Probe aus dem zu untersuchenden und vorschriftsmäßig thermisch behandelten Versuchsstahl. Nach erfolgter Untersuchung wurden die Proben noch jeweils magnetisch untersucht.

Die Temperatur der Kaltlötstelle der Elektrodenkontakte betrug bei den Untersuchungen konstant 20° C. Die Temperatur wurde mit einer Genauigkeit von ±0,5° C gemessen. Das +-Zeichen wurde für die EMK bedingt angenommen. Die EMK war positiv, wenn das Galvanometer beim Schalten der Versuchsprobe in derselben Richtung ausschlug, wie beim Einschalten des positiven Pols des Akkumulators.

Für die Untersuchung von C-Stahl kann die EMK-Messung ohne irgendwelche Graduierung angewandt werden, da die einzige veränderliche Größe in der Zusammensetzung des α-Mischkristalls der C-Gehalt ist. Beim Anlassen legierter Stähle verlaufen dagegen in dem α-Mischkristall, neben der C-Ausscheidung in Form von Karbiden, Verschiebungen in der Verteilung der Legierungs-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

elemente zwischen der Karbidphase und dem α-Mischkristall. Aus diesem Grunde hängt die EMK beim Anlassen legierter Stähle einmal von der C-Ausscheidung und zum anderen von der Zusammensetzung des α-Mischkristalls ab. Vor der Ermittlung der EMK zwecks Erforschung des Anlaßeffektes legierter Stähle muß überprüft werden, wie die EMK von dem Gehalt der Legierungselemente in dem α-Mischkristall bei fehlendem Kohlenstoff abhängt.

Eine solche Untersuchung wurde mit kohlenstoffreien, geglühten, (den Eichproben WIT-Eisen) binären Legierungen Me-Fe mit verschiedenen Gehalten an Legierungsmetall Me (Tafel 2) durchgeführt:

Tafel 2

Legierendes Elem.	Nr. der Schmelze	Gehalt a. leg. Elem.	Atom-% a. leg. Elem.	Legierendes Elem.	Nr. der Schmelze	Gehalt a. leg. Elem.	Atom-% a. leg. Elem.
Cr	45	0,62	0,66	Mo	86	0,32	0,18
	47	1,51	1,61		87	0,90	0,56
	46	4,60	4,90		88	1,93	1,12
Al	61	0,10	0,19	Si	20	0,40	0,78
	62	1,03	2,09		21	0,85	1,67
	14	1,79	3,61		22	1,88	3,67
					31	3,34	6,58
Cu	15	0,20	0,17	Ti	0,3	0,15	0,18
	63	0,44	0,38		0,4	0,50	0,60
	64	0,68	0,58		0,5	0,75	0,89
	65	3,87	3,54				
W	4	0,54	0,16	Nb	32	0,10	0,06
	5	1,45	0,44		33	0,20	0,12
	6	2,11	0,64		34	0,35	0,21
					35	0,90	0,54
Mn	23	0,95	0,96	Co	37	1,33	1,25
	24	1,76	1,77		38	1,98	1,86
	25	2,92	2,93		39	3,38	3,17
					40	3,92	3,68
Ni	94	0,90	0,85				
	95	1,90	1,80	V	7	0,43	0,47
	96	3,97	3,77		8	1,08	1,18

Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in den Bildern 16 bis 19 dargestellt. Sie zeigen, daß die EMK der untersuchten binären Metallschmelzen (mit Eisen) stets das gleiche Vorzeichen haben. Mit steigendem Gehalt an dem jeweiligen Legierungselement wächst die EMK aller Schmelzen mit Ausnahme der Schmelze Fe-Cr bzw. Fe-Mo, jedoch verringert sich diese Zunahme

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

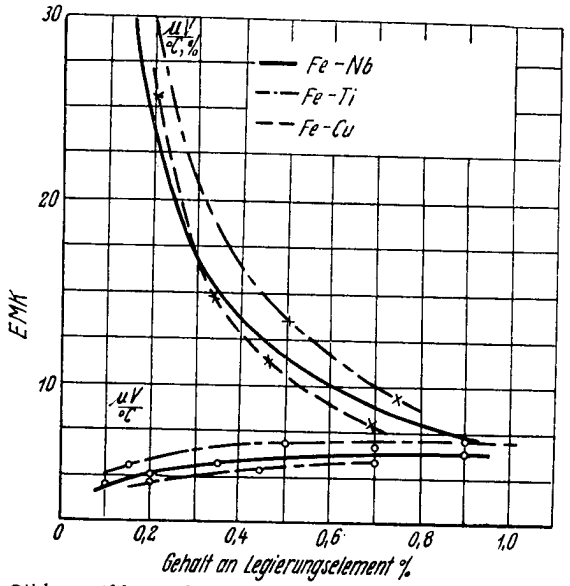

Bild 16. Abhängigkeit der EMK-binärer Schmelzen von dem Gehalt an jeweiligem Legierungsbestandteil (zusammen mit Eisen)

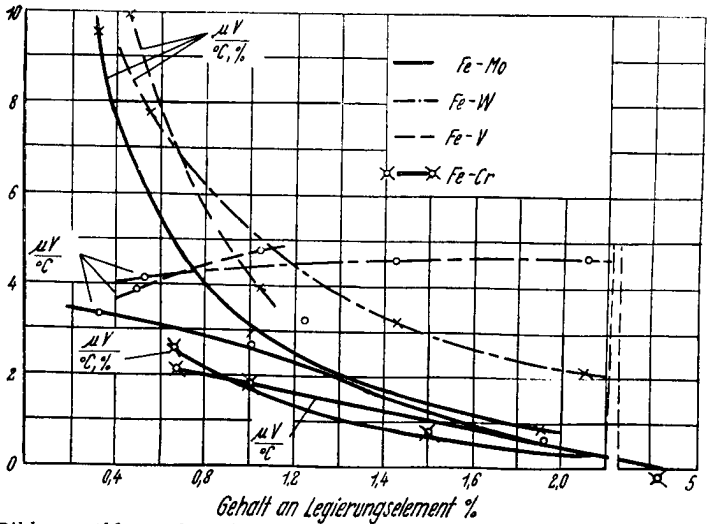

Bild 17. Abhängigkeit der EMK-binärer Schmelzen von dem Gehalt an jeweiligem Legierungsbestandteil (zusammen mit Eisen)

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

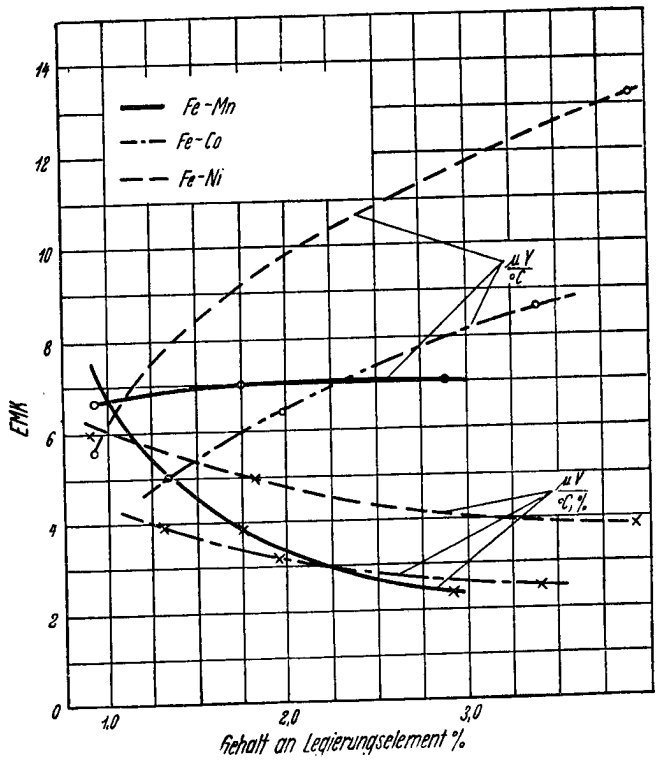

Bild 18. Abhängigkeit der EMK der Schmelze Fe-Me von dem Gehalt an jeweiligem Legierungsbestandteil (zusammen mit Eisen)

mit der Erhöhung der Konzentration des Legierungselementes. In den Fe-Cr-Schmelzen bzw. in denen von Fe-Mo fällt die EMK etwas mit erhötem Gehalt an Legierungselement von 0,5 bis 3 bzw. 4 %. Der Einfluß der Legierungselemente auf die EMK des Elementes Eisen/reines Eisen ist verschieden. Den mengenmäßigen Einfluß bei einem Gehalt von 1 % des Elementes in den Schmelzen kann man in folgender Reihe angeben:

Legierungs-Element	Si	Al	Ti	Nb	Cu	Mn	Ni	Co	W	V	Mo	Cr
EMK in $\frac{\mu V}{\text{Gew.-\%} \cdot ^\circ C}$	14	9,6	8,5	7,5	7,0	6,7	6,2	4,75	4,7	4,3	3,0	1,6

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Der so erhaltene Zusammenhang zwischen der EMK des Eisens und dem Gehalt an einem bestimmten Legierungselement gestattete, die EMK-Messung für die Untersuchung des Anlassens von Stählen, die mit einem oder mehreren Elementen legiert sind, anzuwenden.

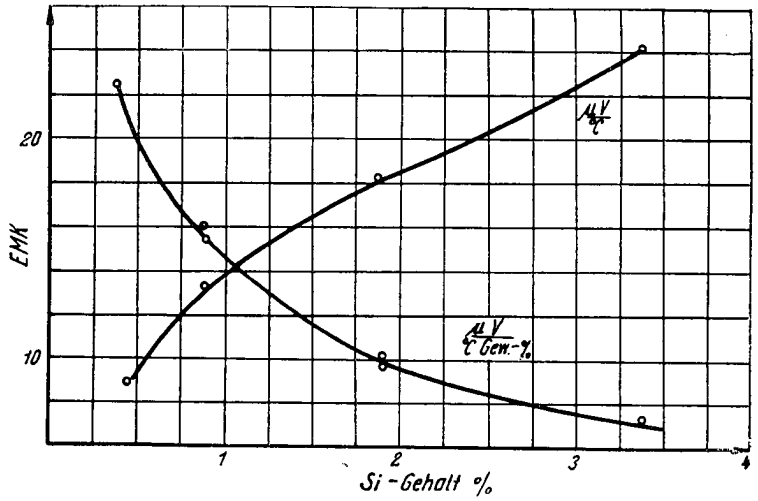

Bild 19. Abhängigkeit der EMK der Schmelze Fe-Si von dem jeweiligen Si-Gehalt (zusammen mit Eisen)

Außer der magnetischen und thermoelektrischen Untersuchung des Anlaßvorgangs wurden aus Gründen der Vollständigkeit noch die dilatometrische Methode und die thermische Analyse angewandt. Letztere wurde nach dem bekannten Verfahren von *Smith* [28] an zylindrischen Proben von 19 mm Durchmesser und 38 bis 40 mm Länge durchgeführt. Ein Schema der Einrichtung zur Durchführung der thermischen Analyse ist in Bild 20 dargestellt.

5. Anlassen von Kohlenstoffstählen

Durch Untersuchungen sollte der Vorgang des Martensitzerfalls, der beim Anlassen von Kohlenstoffstählen erfolgt, in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und Anlaßdauer, und der Vorgang der Umwandlung von Karbid Fe_xC in Zementit Fe_3C geklärt werden.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

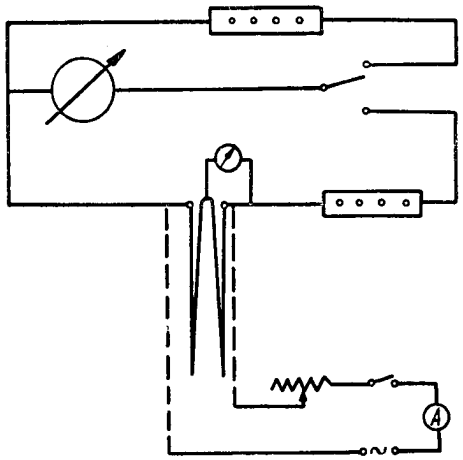

Bild 20. Einrichtung für thermoelektrische Messungen (schematisch)

Die Untersuchung erstreckte sich auf die schwach legierten C-Stähle »Y 10« und »Y 8« mit der in Tafel 3 angegebenen Zusammensetzung.

Tafel 3

Stahlsorte	Zusammensetzung						
	C %	Cr %	Ni %	Mn %	Si %	P %	S %
Y 8	0,76	0,18	0,25	0,4	0,35	ist nicht bestimmt worden	
Y 10	1,0	—	0,2	0,21	0,37	0,03	0,028

Die »Y 8«-Versuchsprobe wurde bei 840° C, die aus »Y 10« bei 880° C in Wasser gehärtet und anschließend angelassen.

Der Martensitzerfall wurde mit Hilfe der dilatometrischen und der thermoelektrischen Methode untersucht, während die Karbidumwandlung mit Hilfe der üblichen sowie mit dem Differentialwattmeter in schwachen Feldern untersucht wurde. Die für die dilatometrische Untersuchung bestimmten Versuchsproben wurden unmittelbar im Dilatometer angelassen. Alle anderen Proben wurden vorerst in einem Salzbad bei Temperaturen zwischen 100 und 600° C (in parallelen Reihen wurde die Temperatur um 25° C ab-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

gestuft) angelassen, und zwar wurden die Proben unterschiedlich (wenige Sekunden bis 10 Stunden) angelassen. Die angelassenen Proben wurden auf ihr magnetisches und thermoelektrisches Verhalten geprüft.

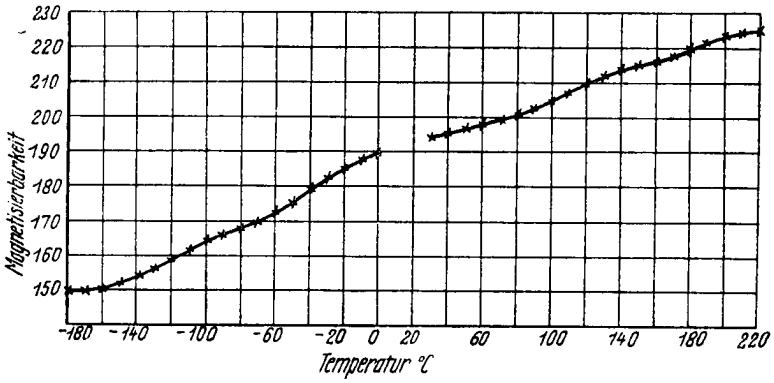

Bild 21. Magnetisierbarkeit von C-Stahl U 10 nach 40stündigem Anlassen im Temperaturbereich von —180° bis +220° C

Der vor dem Anlassen vorhandene Restaustenitanteil des Gefüges des Stahls wurde durch magnetische Sättigung bestimmt. Er betrug für beide Stähle etwa 6 bis 8 %.

Die magnetische Untersuchung ergab, daß das ferromagnetische Eisenkarbid, der Zementit, in C-Stählen beim Anlassen auf Temperaturen oberhalb 250° C gebildet wird. Unterhalb dieser Temperatur entsteht während eines zehnstündigen Anlassens ein Eisenkarbid Fe_xC, das sich hinsichtlich seiner magnetischen Eigenschaften vom Zementit Fe_3C unterscheidet, was durch das Fehlen der magnetischen Umwandlung (A_0-Punkt) in dem Temperaturbereich von 190 bis 240° C angezeigt wird (Bild 21).

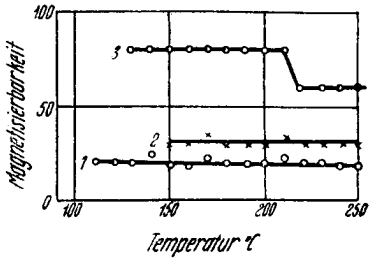

Bild 22. Magnetisierungskurven vom gehärteten C-Stahl U 10 nach dem Anlassen auf 250° C; Anlaßdauer: 1 — 5 Std.; 2 — 8 Std.; 3 — 10 Std.

Beim fünf- bzw. achtstündigen Anlassen des Stahls auf 250° C bildet sich ebenfalls kein Zementit (Bild 22). Dieser entsteht erst

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

während des zehn- bis elfstündigen Anlassens. Die magnetische Prüfung (Kurve 3) zeigt dies deutlich durch die magnetische Umwandlung bei 210° C an. Weitere Untersuchungen ergaben, daß eine Verlängerung der Anlaßzeit bei einer Temperatur über 250° C nach dem Erscheinen des A_o-Punktes zu einer verstärkten magnetischen Umwandlung führt (Bild 23—25).

Die jeweils angezeigte verstärkte magnetische Umwandlung kann nur durch die Karbidumwandlung $Fe_xC \rightarrow Fe_3C$ zurückgeführt werden. Es steht auch mit den Untersuchungen von *Kurdiumow* [3, 4, 7, 14] wie mit eigenen im Einklang, die ergeben haben, daß der Martensitzerfall und der rasche Wandel im Dispersionsgrad der Karbidphase bei diesen Temperaturen bedeutend früher eintreten. Somit beweisen die durchgeführten magnetischen Untersuchungen, daß sich beim Anlassen von gehärtetem C-Stahl, je nach der Art des Anlassens, entweder Karbid Fe_xC[4]) oder Zementit Fe_3C bildet, die sich durch ihr magnetisches Verhalten unterscheiden.

Gleichzeitig gestattet die magnetische Untersuchung, den Grad der Karbidumwandlung annähernd abzuschätzen und den Beginn der Zementitbildung und ihren Verlauf zu verfolgen (Bild 23—26).

In Bild 27 wurde als Beginn der Karbidumwandlung die Zeitdauer gewählt, nach der beim Anlassen der A_o-Punkt auftrat. Als Ende der Umwandlung galt die Zeitdauer, während der die Stärke der magnetischen Zementit-Umwandlung konstant blieb (Bild 23—25). Die Lage für den Anfang und für das Ende der bei der magnetischen Umwandlung erhaltenen Kurven in bezug auf den Schnittpunkt der Koordinate hängt lediglich von der Empfindlichkeit des magnetischen Untersuchungsverfahrens in bezug auf den A_o-Punkt ab. Aber im großen und ganzen gesehen spiegelt Bild 27 erschöpfend den zeitlichen Verlauf der Karbidumwandlung in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur wider.

Das Bild 27 läßt deutlich die Temperaturintervalle erkennen, die beim Anlassen von C-Stahl durchlaufen werden: Unterhalb 250° C bildet sich beim Anlassen Eisenkarbid Fe_xC, dessen Umwandlung in Zementit sich entweder gar nicht oder nur mit außerordentlich kleiner Geschwindigkeit vollzieht. Im Temperaturbereich zwischen 250 und 400° C bildet sich zuerst das Karbid Fe_xC, das sich später, und zwar nach einer eigenartigen Inkubationsperiode, sehr wahrscheinlich ähnlich dem Zerfall von überkühltem Austenit

[4]) Nach dem Vorschlag von *Kurdiumow* wird dieses Karbid mit Fe_xC bezeichnet. In letzter Zeit fand *J. S. Umanski*, daß dieses Karbid, das bei niedrigen Temperaturen existiert, mindestens aus zwei Karbiden unbekannter Zusammensetzung besteht. Das möglicherweise zusammengesetzte Karbid soll durch die Formel Fe_xC gekennzeichnet sein.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

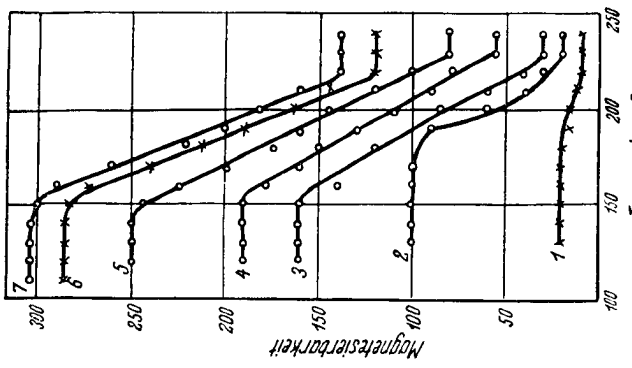

Bild 25. Magnetisierungskurven vom gehärteten C-Stahl U 10 nach dem Anlassen bei 350° C; Anlaßdauer: 1 — 10 Sek.; 2 — 2 Min.; 3 — 5 Min.; 4 — 10 Min.; 5 — 30 Min.; 6 — 45 Min.; 7 — 120 Min.

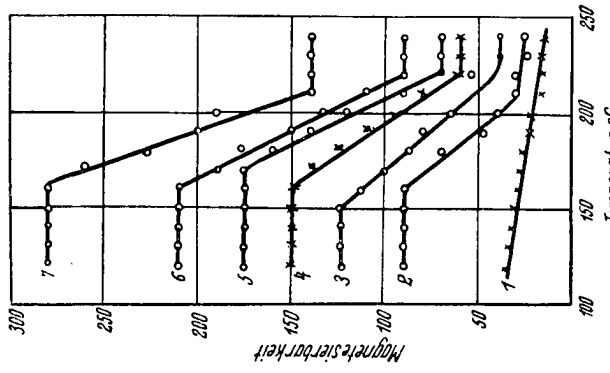

Bild 24. Magnetisierungskurven vom gehärteten C-Stahl U 10 nach dem Anlassen bei 300° C; Anlaßdauer: 1 — 5 Min.; 2 — 10 Min.; 3 — 20 Min.; 4 — 45 Min.; 5 — 1½ Std.; 6 — 6 Std.; 7 — 10 Std.

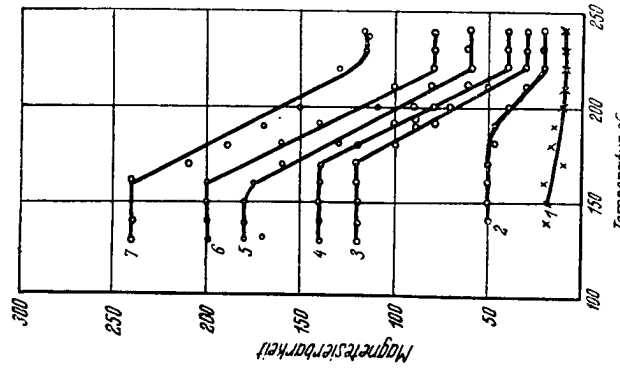

Bild 23. Magnetisierungskurven vom gehärteten C-Stahl U 10 nach dem Anlassen auf 275° C; Anlaßdauer: 1 — 45 Min.; 2 — 1 Std.; 3 — 2 Std.; 4 — 4 Std.; 5 — 5 Std.; 6 — 6 Std.; 7 — 10 Std.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

in Zementit, verwandelt. Inkubationsperiode und Karbidumwandlung nehmen mit der Erhöhung der Anlaßtemperatur schnell ab. Bei 400° C und darüber zeigen sie schon nach wenigen Sekunden

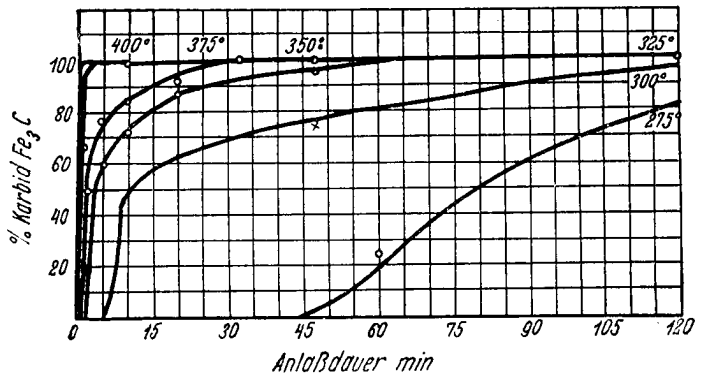

Bild 26. Geschwindigkeitsverlauf der Karbidumwandlung in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur bei C-Stahl U 10

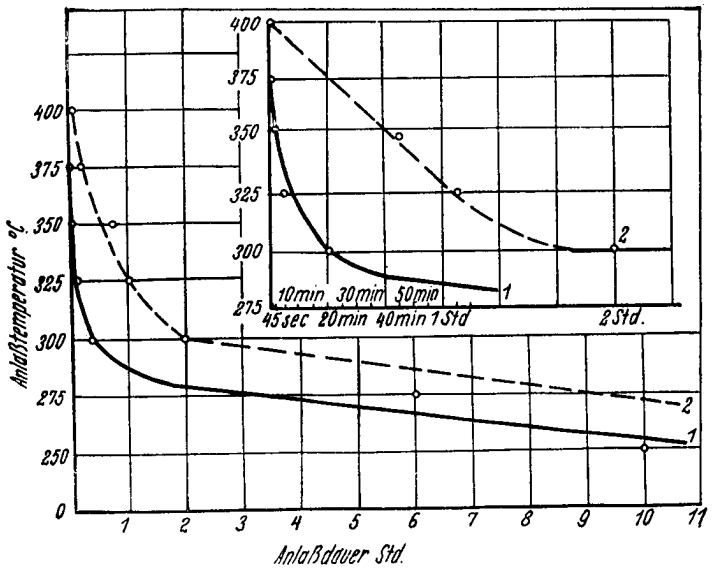

Bild 27. Verlauf der Karbidumwandlung beim Anlassen des gehärteten C-Stahles U 10
1 — Beginn der Zementitbildung Fe_3C; 2 — Ende der Zementitbildung Fe_3C

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

praktisch den vollkommenen Verlauf der Karbidumwandlung an. Dieser Umstand und die Unmöglichkeit, einen Stahl auf Anlaßtemperatur blitzschnell zu erwärmen, lassen die Frage offen, ob sich bei hohen Anlaßtemperaturen (oberhalb 400° C) Zementit direkt oder über Karbid Fe_xC bildet. In diesem Zusammenhang sei auf die in den letzten Jahren veröffentlichten Ergebnisse von Untersuchungen [30, 31] hingewiesen, in denen fälschlicherweise behauptet wird, daß sich beim Anlassen von C-Stahl auf niedrige bzw. auch auf höhere Temperaturen Zementit bildet. Der krasse Unterschied im magnetischen Verhalten des bei niedrigen Temperaturen ausgeschiedenen Karbids und des erst bei höheren Anlaßtemperaturen gebildeten Zementits sowie die mit der Karbidumwandlung verbundene bedeutende Volumenverringerung und der Wärmeeffekt lassen diese Angaben wenig glaubwürdig erscheinen.

Der beim Anlassen von C-Stahl vor sich gehende Martensitzerfall wurde sowohl nach der magnetischen als auch mit Hilfe der dilatometrischen sowie thermoelektrischen Methode verfolgt.

Alle Angaben stehen mit den Röntgen-Feinstrukturuntersuchungen von *G. W. Kurdiumow* und seinen Mitarbeitern im Einklang und liefern auch für die Deutung des Martensitzerfalls in legierten Stählen wertvolle Erkenntnisse. Gleichzeitig beweisen die Untersuchungen der Verfasser, daß die magnetischen und thermoelektrischen Prüfungen bei der Untersuchung von Phasenumwandlungen in C-Stählen und in legierten Stählen ein genaues Bild dieser Strukturumwandlungen geben.

Die Untersuchung hat gezeigt, daß sich der Martensitzerfall, der von einer Volumenverringerung, von einem Wärmeeffekt und einem thermoelektrischen Spannungsabfall begleitet wird, in einer Verringerung der Tetragonalität des Martensitgitters, die mit einer C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall verbunden ist, auswirkt.

Bei einer isotherm durchgeführten Anlaßbehandlung setzt der Martensitzerfall zunächst besonders intensiv ein, wird dann langsamer und hört schließlich praktisch vollkommen auf (Bild 28—29). Mithin entspricht jeder Anlaßtemperatur bei hinreichend langer Anlaßdauer ein bestimmter C-Gehalt des α-Mischkristalls, der sich bei einer weiteren Verlängerung der Anlaßzeit praktisch nicht ändert.

Die Übersättigung des α-Mischkristalls mit Kohlenstoff, die durch hinreichend langes Anlassen bei einer bestimmten Anlaßtemperatur hervorgerufen wird, ist darauf zurückzuführen, daß ein „kolloidales Gleichgewicht" *(S. T. Konobejewski)* zwischen dem Mischkristall und der Karbidphase von gegebener Dispersität entsteht.

Die Erhöhung der Anlaßtemperatur beschleunigt den Martensitzerfall wesentlich und verringert den C-Gehalt des α-Mischkristalls,

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

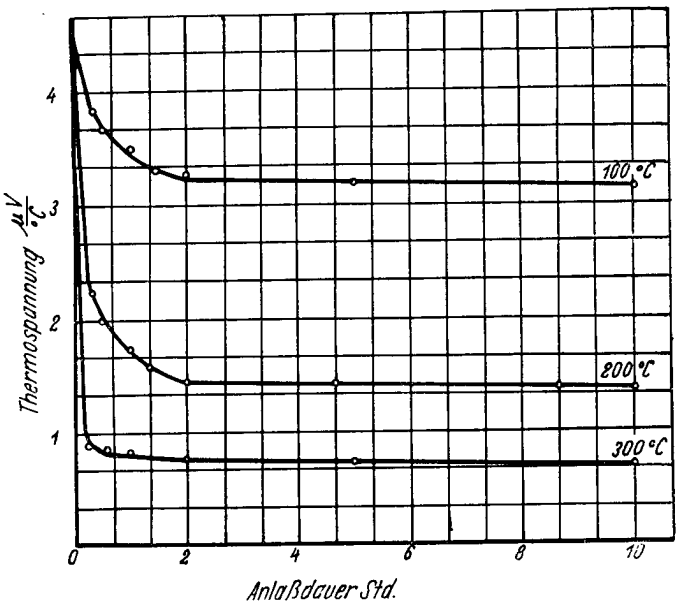

Bild 28. Änderung der Thermospannung von gehärtetem C-Stahl U 10 in Abhängigkeit von der Anlaßdauer (Versuchsprobe, verbunden mit einer geglühten Probe aus C-Stahl U 10)

der infolge des eingetretenen kolloidalen Gleichgewichts zurückbleibt. Aus den angegebenen Daten ist weiter zu ersehen, daß der Anlaßvorgang oberhalb 80 bis 100° C mit meßbarer Geschwindigkeit beginnt, am intensivsten bei 120 bis 170° C verläuft und praktisch bei 350° C beendet ist (Bild 30).

Der Verlauf der beim Anlassen von C-Stahl ablaufenden Vorgänge wird durch die thermische Untersuchung, deren Kurve in Bild 30 wiedergegeben ist, die der bekannten Kurve von *Kurdiumow* [3] entspricht, einwandfrei dargestellt.

Folgerungen

1. Die nach *Kurdiumow* und seinen Mitarbeitern beim Anlassen von gehärtetem C-Stahl (der sich in seinem magnetischen Verhalten von dem Zementit Fe_3C unterscheidet) auf Temperaturen unter 250° C erfolgende Bildung von Karbid Fe_xC, wird bestätigt
2. Das Karbid Fe_xC unterliegt keiner magnetischen Umwandlung innerhalb des Temperaturbereiches, in dem es existiert, und ist aller Wahrscheinlichkeit nach nicht ferromagnetisch.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

3. Oberhalb von 250° C erfolgt beim Anlassen des gehärteten Stahls eine Umwandlung des Karbids Fe_xC in Zementit Fe_3C. Diese Karbidumwandlung ist durch eine mit zunehmender Anlaßtemperatur plötzlich abnehmende Inkubationsperiode gekennzeichnet.

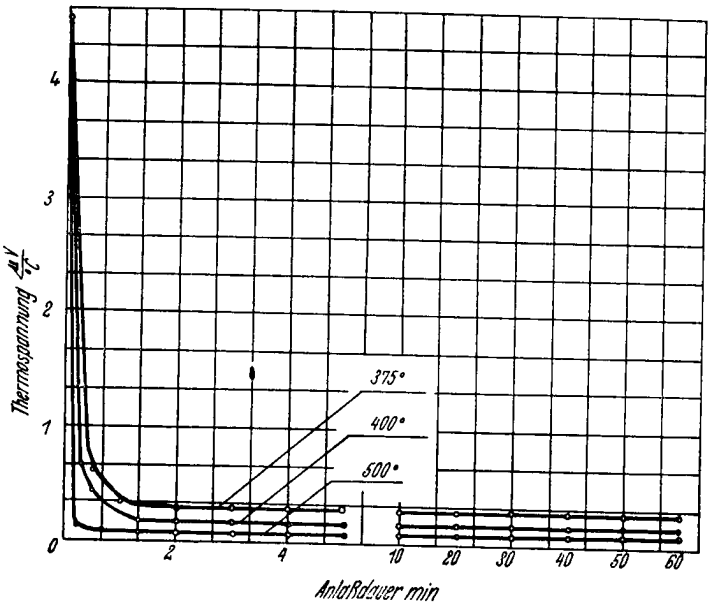

Bild 29. Änderung der Thermospannung von gehärtetem C-Stahl U 10 in Abhängigkeit von der Anlaßdauer (Versuchsprobe, verbunden mit einer geglühten Probe aus C-Stahl U 10)

6. Anlassen von Chromstahl

Im Anschluß an diese Versuche wurden die beim Anlassen von Cr-Stahl mit unterschiedlichem Cr-Gehalt ablaufenden Vorgänge untersucht, insbesondere die Entstehung und die Zusammensetzung der Karbidphase in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und Anlaßdauer. Als grundlegendes Untersuchungsverfahren wurde die magnetische Methode gewählt, die die Temperatur der magnetischen Umwandlung von Karbid Fe_xC in Zementit Fe_3C (Curie-Punkt) in Abhängigkeit von der Zusammensetzung der Karbidphase exakt zu bestimmen gestattet.

Für die magnetische Untersuchung stand ein ballistisches Galvanometer — System *D. S. Steinberg* — zur Verfügung. Magnetisiert

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

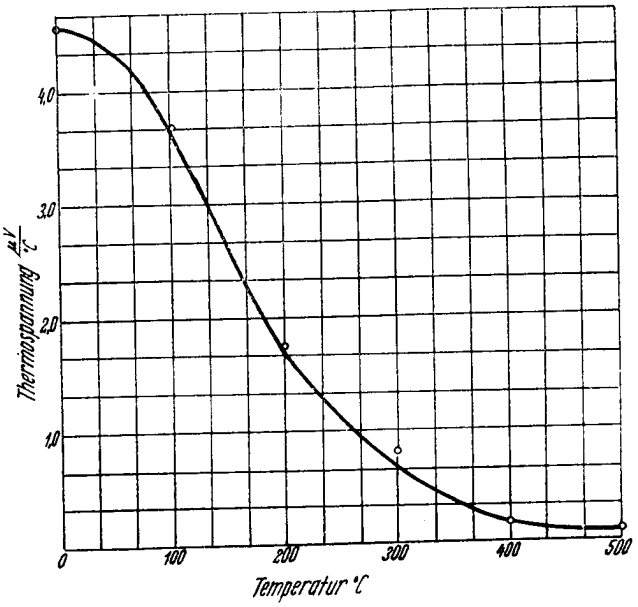

Bild 30. Abhängigkeit der Thermospannung von der Anlaßtemperatur für C-Stahl U 10 (Versuchsprobe, verbunden mit einer geglühten Probe aus C-Stahl U 10)

wurde mit schwachen Feldern von 30 bis 50 Oe. Die Versuchsproben waren durch Glühen bei verschiedenen Temperaturen angelassen worden. Untersucht wurden Cr-Stähle mit hohem C-Gehalt und mit verschiedenem Cr-Gehalt in den Grenzen von 1,38 % bis 7 % (Tafel 4).

Tafel 4

Stahlbezeichnung	Zusammensetzung							
	C %	Cr %	Ni %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr/C
11 X 1,5	1,12	1,38	0,21	0,31	0,34	0,017	0,024	1,2
13 X 2	1,30	1,92	0,37	0,30	0,32	0,017	0,011	1,5
13 X 3	1,31	2,79	0,36	0,15	0,37	0,017	0,011	2,1
10 X 5	0,97	4,78	0,36	0,23	0,27	0,020	0,021	4,9
11 X 7	1,10	7,22	0,42	0,23	0,35	0,020	0,021	6,6

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Die Austenitisierungs-Temperatur (Temperatur der γ-Mischkristallbildung) beträgt für den Cr-Stahl »11 X 1,5« 1100° C (Haltezeit 10 Minuten), für die Stähle »13 X 2« und »13 X 3« 1100° C (Haltezeit 30 Minuten) und für die Stähle »10 X 5« und »11 X 7« 1150° C (Haltezeit 30 Minuten). Das angewandte Lösungsglühen führte zu einer restlosen Auflösung der Karbide in allen Stählen, ausgenommen ist Stahl »11 X 7«, bei dem nach dem Lösungsglühen noch eine geringe Menge Karbid ungelöst zurückblieb. Das Lösungsglühen erfolgte unter Bedingungen, die jede größere Entkohlung der Stähle ausschloß. Der Cr-Stahl »11 X 1,5« wurde in Wasser gehärtet, während die anderen nach dem Härten in flüssigem Stickstoff abgekühlt wurden. Die gehärteten Stahlproben

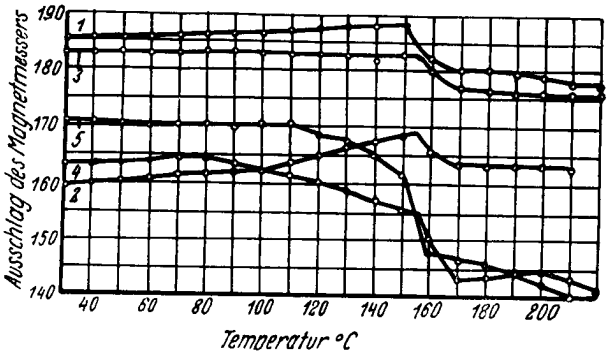

Bild 31. Magnetisierungskurven von Cr-Stahl »13X3« nach dem Anlassen auf verschiedene Temperaturen
1 — Anlaßtemperatur 225° C, Anlaßdauer 65 Std.; 2 — Anlaßtemperatur 250° C, Anlaßdauer 5 Std.; 3 — Anlaßtemperatur 250° C, Anlaßdauer 10 Std.; 4 — Anlaßtemperatur 300° C, 10 Std.; — Anlaßtemperatur 350° C, 12 Std.

wurden sodann in parallelen Untersuchungsreihen auf 225, 250, 300° C usw. um je 50 bis 700° C angelassen. Für jede Temperatur standen vier oder fünf Proben zur Verfügung, die verschieden lange angelassen wurden. Die Abkühlung der Proben nach dem Anlassen erfolgte an der Luft.

Die magnetischen Untersuchungen bestätigen, daß auch in Cr-Stählen, ebenso wie in C-Stählen, beim Anlassen auf niedrige Temperaturen nur unmagnetisches Karbid aus dem α-Mischkristall ausgeschieden wird. Bei höheren Anlaßtemperaturen bildet sich bereits der ferromagnetische Zementit, und zwar erfolgt die Umwandlung bei etwas niedrigeren Anlaßtemperaturen als bei C-Stählen (Bild 31).

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Der sich beim Anlassen auf höhere Temperaturen bildende Zementit enthält Chrom gelöst, und zwar in um so größeren Mengen, je höher der Cr-Gehalt des Stahls ist, was bei der magnetischen Untersuchung deutlich durch Veränderung der Lage des A_o-Punktes in Erscheinung tritt. Bei dem Cr-Stahl mit 1,38 % Cr, der bei 250 bis 300° C angelassen wurde, liegt z. B. der A_o-Punkt bei 180° C, bei dem Cr-Stahl mit 7 % Cr dagegen bei 80° C, während das chromfreie Eisenkarbid bei 205 bis 210° C wie beim Zementit übergeführt wird.

Eine überschlägige Berechnung zeigt, daß die Erhöhung des Cr-Gehalts des Cr-Stahls um 1 % den A_oPunkt der Zementitumwandlung annähernd um 20° C erniedrigt. Dieser Umstand beweist, daß der Cr-Gehalt des Zementits dem Cr-Gehalt des α-Mischkristalls proportional ist, der beim Anlassen zerfällt. Diese Abhängigkeit des Cr-Gehalts im Zementit vom Cr-Gehalt des Stahls bleibt bei allen Anlaßtemperaturen bestehen; bei Stählen mit einem höheren Cr-Gehalt enthält das entstehende Karbid bei gleichen Anlaßbedingungen stets mehr Chrom.

Die Magnetisierungskurven, die von Proben erhalten wurden, die bei der gleichen Temperatur aber mit verschiedener Anlaßdauer angelassen waren, zeigten, daß sich die zunächst bildenden Karbide bei Verlängerung der Anlaßdauer mit Chrom anreichern. Diese Anreicherung verläuft anfangs sehr intensiv, läßt dann nach, und jeder Anlaßtemperatur entspricht bei hinreichend langer Anlaßdauer ein Karbid vom Zementittyp mit bestimmter Zusammensetzung, die sich auch bei einer weiteren Verlängerung der isothermen Haltezeit praktisch nicht ändert.

Man erhält auf diese Weise bezüglich des Cr-Gehaltes ein „kolloidales Gleichgewicht" zwischen dem α-Mischkristall und der Karbidphase, das durch den Dispersionsgrad der Karbidphase oder für den α-Mischkristall von gegebener Zusammensetzung durch die Anlaßtemperatur bestimmt ist. Eine Erhöhung der Anlaßtemperatur reichert das Karbid ununterbrochen mit Chrom an. Die Intensität dieses Vorgangs bis zu Temperaturen von 400° bis 450° C ist jedoch nicht groß. Oberhalb dieser Temperaturen verstärkt sich die Anreicherung der Karbide mit Chrom wesentlich, offensichtlich infolge der vergrößerten Diffusionsgeschwindigkeit des Chroms bei höheren Temperaturen und durch Erniedrigung des Dispersionsgrades der Karbidphase. Mit der Erhöhung der Cr-Anreicherung der Karbidphase weist die magnetische Untersuchung der über 400 bis 450° C angelassenen Cr-Stahlproben zwei magnetische Umwandlungen der Karbidphase, also zwei verschiedene A_o-Punkte — die Punkte A_o' und A_o'' — auf, die andeuten, daß

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

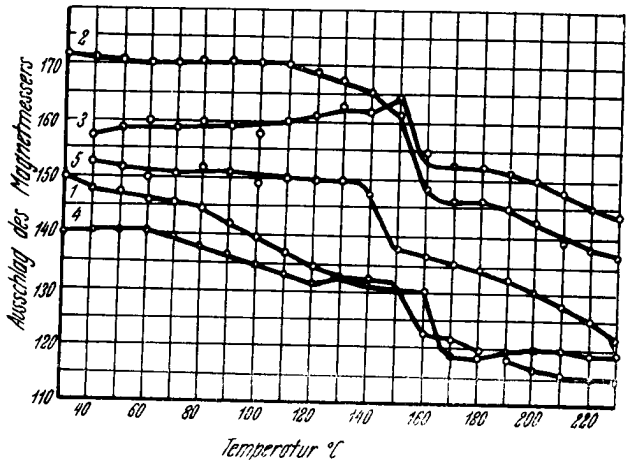

Bild 32. Magnetisierungskurven des gehärteten Cr-Stahls »13X3« nach dem Anlassen bei 350° C; Haltezeit bei 1 — 5 Std.; 2 — 10 Std.; 3 — 12 Std.; 4 — 16 Std.; 5 — 25 Std.

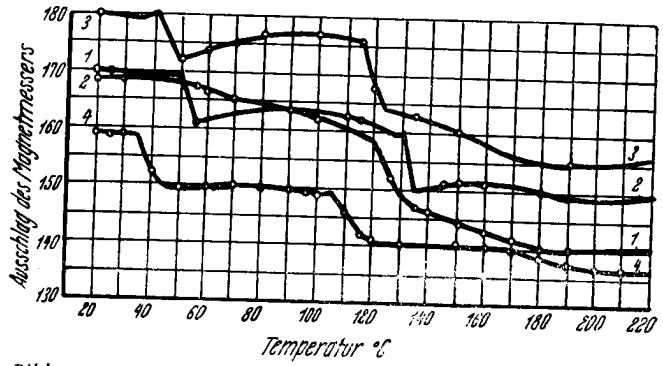

Bild 33. Magnetisierungskurven des gehärteten Cr-Stahls »13X3« nach dem Anlassen bei 550°; Haltezeit bei 1 — 1 Std.; 2 — 3½ Std.; 3 — 7 Std.; 4 — 14 Std.

bei den gegebenen Anlaßtemperaturen zwei Karbide vom Zementittyp mit verschiedenem Cr-Gehalt (Bild 32, 33) auftreten.

Diese Untersuchungen zeigen, daß sich die Karbide mit verschiedenem Cr-Gehalt nacheinander bilden, wobei das chromreichere

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Karbid zuerst, das chromärmere später entsteht; das zweite Karbid bildet sich nur nach Anreicherung des ersten Karbids mit Chrom (Bild 33, 34). Es ist anzunehmen, daß das Vorhandensein von Chrom im α-Mischkristall ein Hindernis für die Ausscheidung eines bedeutenden Anteils Kohlenstoff ist, der den α-Mischkristall übersättigt. Dieser Teil des Kohlenstoffs scheidet sich aus dem α-Mischkristall in Gestalt eines zweiten Karbids erst dann aus, wenn der

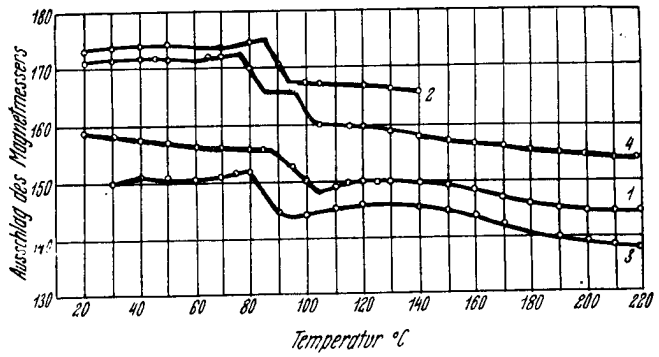

Bild 34. Magnetisierungskurven des Cr-Stahls »10X5« nach dem Anlassen bei 400° C; Haltezeit bei 1 — 35 Min.; 2 — 2 Std.; 3 — 6 Std.; 4 — 15 Std.

α-Mischkristall auf Kosten der Anreicherung des zuerst ausgeschiedenen Karbids an Chrom ärmer geworden ist. Der allgemeine Charakter des Kurvenverlaufs zeigt, daß die Anreicherung der Karbidphase mit Chrom eine Folge der Verarmung des α-Mischkristalls an Chrom ist. Aus der Gegenüberstellung der Kurven, die die Lageänderung des A_0-Punktes in Abhängigkeit von der Haltezeit beim Anlassen auf verschiedene Temperaturen wiedergibt, folgt, daß die sich nach kurzer Anlaßdauer bei allen Anlaßtemperaturen bildenden Karbide verhältnismäßig arm an Chrom sind und als Grenzwert annähernd etwa die gleiche Zusammensetzung haben (Bild 35).

Diese Tatsache läßt darauf schließen, daß beim Zerfall des übersättigten α-Mischkristalls während der für die Ausscheidung der Karbidphase erforderlichen Zeit infolge der verhältnismäßig langsamen Diffusionsgeschwindigkeit des Chroms praktisch keine Verschiebung in der Cr-Konzentration der sich bildenden Karbide und dem α-Mischkristall erfolgt und die Karbide bei der Ausscheidung annähernd gleich viel Cr- und Fe-Atome aufweisen wie vor dem Zerfall.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Mit der Erhöhung der Anlaßtemperatur fällt der A_o-Punkt ständig, und zwar bis zu einer Temperatur von —50° C bis —65° C. Bei einer weiteren Erhöhung der Anlaßtemperatur verschwindet der A_o-Punkt bei Stählen mit hohem Cr-Gehalt. Dies läßt darauf schließen, daß der A_o-Punkt bei —65° C dem höchsten Sättigungsgrad des Karbids vom Zementittyp $(Fe, Cr)_3C$ entspricht, und daß die Sättigung des gegebenen Karbids die Grenze der Bildung von trigonalem paramagnetischen Chromkarbid ist.

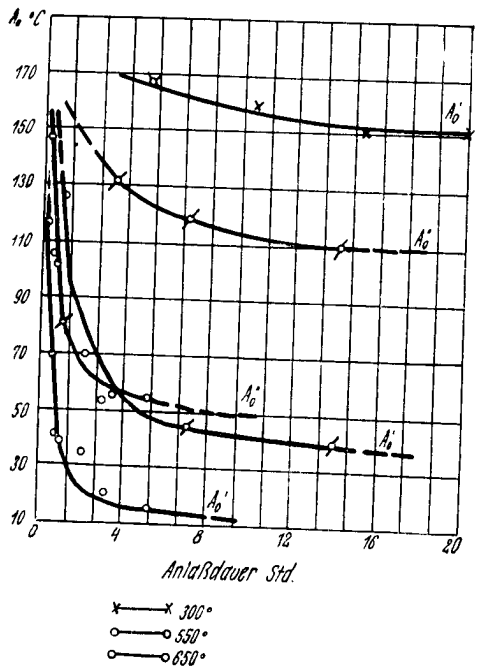

Bild 35. Abhängigkeit der Lage des A_o-Punktes der Karbidphase von der Anlaßdauer bei verschiedenen Anlaßtemperaturen beim Anlassen von gehärtetem Cr-Stahl »13X3«

Auf Grund der durchgeführten Untersuchungen wurde ein Bild entwickelt, das die Änderung des A_o-Punktes beim Anlassen von Cr-Stählen verschiedener Zusammensetzung wiedergibt (Bild 36). Dieses zeigt den allgemeinen Charakter der Karbidbildung beim Anlassen gehärteter Cr-Stähle, den Charakter der Anreicherung der Karbidphasen in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

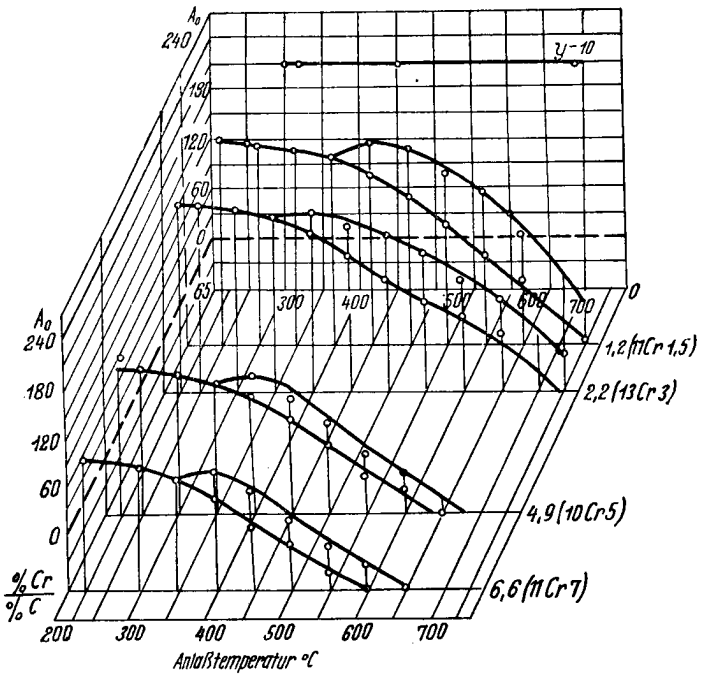

Bild 36. Abhängigkeit der Lage des A_0-Punktes von der Anlaßtemperatur und dem Cr-Gehalt des Stahls

die Grenztemperatur, bei der die Bildung des zweiten, chromarmen Karbids erfolgt.

Der in Stufen erfolgende Zerfall des α-Mischkristalls, der Chrom gelöst enthält, wird auch durch die Ergebnisse entsprechender thermoelektrischer Untersuchungen bestätigt. Bei höheren Anlaßtemperaturen geht die Thermospannung der angelassenen Versuchsprobe, die mit der geglühten Probe desselben Stahls zu einem Thermoelement verbunden ist, anfangs zurück. Dieser Abfall der Thermospannung erfolgt bei den Cr-Stählen bei niedrigen Temperaturen bedeutend langsamer als bei reinen C-Stählen; bei Temperaturen über 400 bis 450° C nimmt die Thermospannung sprunghaft ab (Bild 37).

Wie bereits erwähnt wurde, spricht die thermoelektrische Methode bei Cr-Stählen praktisch nur auf die Änderung des C-Gehaltes des α-Mischkristalls — der Einfluß des Chroms ist verhältnismäßig

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

sehr schwach — an. Aus diesem Grunde kann man den langsamen Abfall der Thermospannung des Cr-Stahls beim Anlassen auf Temperaturen unter 400 bis 450° C nur durch einen verzögernden Einfluß des Chroms auf das Abscheiden von Kohlenstoff aus der festen Lösung erklären. Das sprunghafte Abfallen der Thermospannung bei Temperaturen zwischen 400 und 500° C ist dagegen auf eine sekundäre plötzliche Beschleunigung der C-Ausscheidung in Gestalt eines chromreicheren Karbids zurückzuführen. Aus Bild 37 ist zu ersehen, daß die Temperatur, bei der die Ausscheidung des zweiten Karbids erfolgt, für Cr-Stähle beinahe konstant und unabhängig von dem Cr-Gehalt des Stahls ist, während die entsprechende C-Menge, die bei der Bildung der zweiten Karbidration ausgeschieden und damit gebunden wird, dem Cr-Gehalt des α-Mischkristalls proportional ist. Daraus ist zu schließen — was auch durch die Untersuchung von Sonderstählen, die mit anderen karbidbildenden Elementen legiert waren, bestätigt wurde —, daß die Temperatur der Ausscheidung des zweiten Karbids und die Temperatur, die zum Zerfall des α-Mischkristalls führt, durch die Natur des Legierungselements und seine Diffusionsfähigkeit im α-Mischkristall bestimmt wird. Die Menge Kohlenstoff, die in fester Lösung bis zu der Ausscheidungstemperatur des zweiten Karbids zurückgeblieben ist, bestimmt man im wesentlichen durch den C-Gehalt und durch den Gehalt des karbidbildenden Elements im α-Mischkristall.

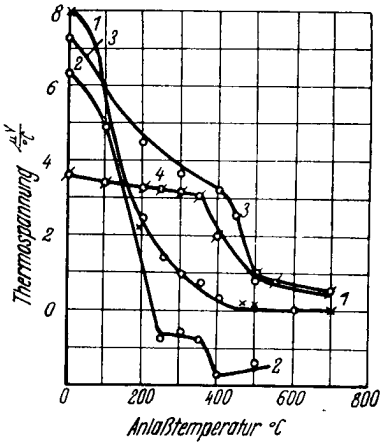

Bild 37. Abhängigkeit der Thermospannung chrom- und kohlenstoffhaltiger Stähle von der Anlaßtemperatur (Stahl U 10 gepaart mit einer geglühten Versuchsprobe; Cr-Stahl gepaart mit einer hochangelassenen Versuchsprobe aus C-Stahl derselben Sorte) 1 — C-Stahl U 10; 2 — Cr-Stahl »11X1,5«; 3 — Cr-Stahl »11X7«; 4 — »Cr-ESh-4«

Folgerungen

1. Beim Anlassen der Cr-Stähle mit einem Cr-Gehalt von 1,5 bis 7 % bei Temperaturen zwischen 150 und 730° C bildet sich Eisenkarbid vom Zementittyp.

2. Das beim Anlassen entstehende Karbid vom Zementittyp ent-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

hält Chrom, dessen Menge von dem Cr-Gehalt des α-Mischkristalls abhängt und um so größer sein wird, je mehr Chrom dieser gelöst enthält. Im Augenblick der Bildung ist der Cr-Gehalt des Karbids annähernd gleich dem Cr-Gehalt des α-Mischkristalls.

3. Mit der Erhöhung des Cr-Gehalts des Stahls sinkt die Temperatur, bei der sich das zementitartige Karbid bildet, im Vergleich zu den üblichen C-Stählen.

4. Beim isothermen Anlassen mit der gegebenen Temperatur oder bei erhöhter Anlaßtemperatur erfolgt eine Anreicherung der entstandenen Karbidphase mit Chrom; sie geht auf Kosten des im α-Mischkristall gelösten Chroms[5]).

5. Das mit Chrom gesättigte, beim Anlassen gebildete Zementitkarbid stellt trigonales, paramagnetisches Chromkarbid $(Cr, Fe)_7C_3$ dar. Der A_o-Punkt entspricht dem mit Chrom gesättigten Eisenkarbid (Zementit) im Bereich von —50 bis —60° C.

6. Bei Anlaßtemperaturen von 400 bis 450° C und darüber bildet sich eine zweite Karbidphase vom Zementittyp aus, die chromärmer ist als die erste, was durch das Auftreten des A_o'- und A_o''-Punktes gekennzeichnet ist. Die Anreicherung beider Karbide bei Erhöhung der Anlaßtemperatur verläuft parallel.

7. Anlassen von Wolfram- und Molybdänstahl

Wolfram und Molybdän sind stark karbidbildende Elemente, sie besitzen bekanntlich eine viel größere Affinität zum Kohlenstoff als Eisen. Wolfram und Molybdän bilden mit dem Kohlenstoff hochfeste Sonderkarbide.

In Sonderstählen mit überwiegendem Fe-Gehalt bilden sich aber diese Wolfram- und Molybdänkarbide nur dann, wenn sie in einer hinreichend hohen Konzentration vorhanden sind. Geringe Wolfram- und Molybdänmengen werden vom α-Mischkristall in fester Lösung oder vom Zementit in chemischer Bindung aufgenommen. Die Zusammensetzung des Zementits entspricht dann der Formel $(Fe, W)_3C$ oder $(Fe, Mo)_3C$. Dieser Umstand gibt uns die Möglichkeit, die magnetische Methode zur Untersuchung der Karbidbildung beim Anlassen gehärteter W- und Mo-Stähle anzuwenden.

Die entsprechenden Versuche wurden mit Mo-Stahl W-1 und gegossenem Mo-Stahl 50 Mo 2 durchgeführt, der folgende Zusam-

[5]) Die Anreicherung der Karbidphase mit Chrom besitzt Diffusionscharakter, ihre Intensität ist bei einer gegebenen Zusammensetzung des α-Mischkristalls durch die Anlaßtemperatur und die Anlaßdauer bestimmt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

mensetzung aufwies (%): 0,46 C, 0,4 Mn, 0,5 Si, 0,3 Ni, 2,25 Mo, 0,018 S, 0,010 P.

Zunächst wurde der Einfluß untersucht, den karbidbildende Elemente, die einen stärkeren karbidbildenden Sondercharakter aufweisen als Chrom auf das Ausscheiden der Karbide ausüben und die Änderung ihrer Zusammensetzung beim Anlassen von gehärtetem Stahl verfolgt. Auch hierfür eignete sich das magnetische Untersuchungsverfahren mit dem Differentialmagnetmesser am besten. Die Versuchsproben wurden zunächst bei einer bestimmten Temperatur austenitisiert, die das vollständige Inlösunggehen der Karbide gewährleistete; dann folgte das Härten im Wasser und Anlassen auf die vorgeschriebenen Temperaturen. Die letzteren lagen in dem Bereich von 100 bis 650° C. Die Anlaßtemperatur wurde in parallelen Untersuchungsreihen um 50° C abgestuft.

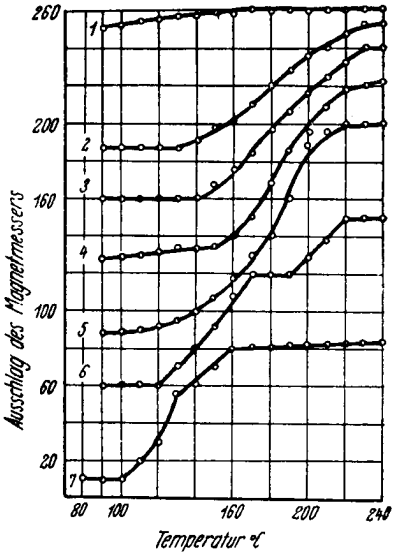

Bild 38. Magnetisierungskurven des gehärteten B 1-Stahls beim Anlassen auf verschiedene Temperaturen
1 — Anlaßtemperatur 250° C, Anlaßdauer 2 Std.; 2 — Anlaßtemperatur 300° C, Anlaßdauer 2 Std.; 3 — Anlaßtemperatur 400° C, Anlaßdauer 2 Std.; 4 — Anlaßtemperatur 450° C, Anlaßdauer 2 Std.; 5 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßdauer 2 Std.; 6 — Anlaßtemperatur 550° C, Anlaßdauer 2 Std.; 7 — Anlaßtemperatur 600° C, Anlaßdauer 2 Std.

Die Untersuchung des W-Stahls zeigte, daß sich beim Anlassen auf 300° C und darüber ein Karbid vom Zementittyp bildet. Unter 300° C wurde bei der magnetischen Untersuchung keine magnetische Umwandlung des Zementits (Bild 38) aufgezeigt. Im niedrig legierten W-Stahl entsteht also, ebenso wie in C-Stählen, bei niedrigen Anlaßtemperaturen ein Karbid von dem Fe_xC-Typ, das sich in seinem magnetischen Verhalten vom Zementit unterscheidet. Über 300° C bildet sich bereits ein Karbid vom Zementittyp, das eine magnetische Umwandlung bei einer unter 210° C liegenden Temperatur aufweist. Die durchgeführten magnetischen Untersuchungen haben weiter gezeigt, daß das Wolfram nur einen schwachen Einfluß auf die Karbidumwandlung ausübt und ledig-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

lich den Temperaturbereich, in welchem sich die Karbidumwandlung vollzieht, im Vergleich zu den C-Stählen etwas erhöht.

Der A_0-Punkt, die Temperatur der magnetischen Umwandlung des Karbids vom Zementittyp, das sich bei 300° C bildet, liegt bei 180 bis 190° C. Anlassen auf 500° C verändert den A_0-Punkt praktisch nicht (Bild 39). Hieraus kann man schließen, daß Zementit, der in W-Stählen auftritt, schon im Augenblick seiner Entstehung Wolfram enthält. Der W-Gehalt des Zementits entspricht dem W-Gehalt des zerfallenden α-Mischkristalls. Daraus folgt weiter, daß sich die Zusammensetzung der Karbidphase beim Anlassen auf 500° C wahrscheinlich infolge der niedrigen Diffusionsgeschwindigkeit des Wolframs im α-Mischkristall bei diesen Temperaturen praktisch nicht ändert. Bei 500° C fällt der A_0-Punkt des Karbids merkbar, und bei 550° C zeichnen sich bereits zwei Magnetumwandlungen der Karbidphase (A_0' und A_0'') ab, die bei 145 und 205° C liegen (Bild 38, 39), was für die Existenz zweier Karbide mit verschiedener W-Konzentration spricht. Eine zusätzliche Untersuchung zeigte ebenso wie beim Cr-Stahl, daß beide Karbide nacheinander entstehen, und zwar bildet sich das zweite, wolframärmere Karbid, nachdem sich das erste Karbid stark mit Wolfram auf Kosten des im α-Mischkristall gelösten Wolframs angereichert hat. Dies deutet darauf, daß Wolfram, ebenso wie Chrom, die Ausscheidung eines bedeutenden Teils des Kohlenstoffs, der den α-Mischkristall übersättigte, verhindert.

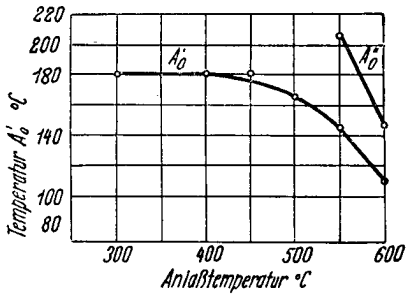

Bild 39. Abhängigkeit der Lage des A_0-Punktes von der Anlaßtemperatur, auf die der gehärtete W-Stahl B 1 angelassen wurde

Dieser C-Überschuß scheidet aus der Lösung in Gestalt der zweiten Karbidphase erst dann aus, wenn der α-Mischkristall an Wolfram ärmer geworden ist, und zwar als Folge der W-Anreicherung in der ersten Karbidphase.

Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur bleibt diese Reihenfolge in der Ausscheidung beider Karbide bestehen, jedoch verringert sich die Ausscheidungsdauer, und bei 650° C bilden sich beide Karbide bereits während einiger Sekunden. Die Erhöhung der Anlaßtemperatur führt gleichzeitig zu einem Abfall der A_0'- und A_0''-Punkte beider Karbide.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Völlig gleiche Ergebnisse bringt die magnetische Untersuchung von angelassenen Mo-Stahlproben. Ebenso wie bei W-Stahl führt Anlassen auf 400 bis 450° C zur Bildung von durch eine magnetische Umwandlung gekennzeichnetem Karbid vom Zementittyp, die bei 190 bis 195° C erfolgt. Dabei wirkt sich eine Verlängerung der Anlaßzeit bei 400 und 500° C auf die Lage des A_o-Punktes (Bild 40, 41) praktisch nicht aus. Erhöhen der Anlaßtemperatur bis auf 600° C führt ebenfalls zu keiner merkbaren Anreicherung des Karbids mit Molybdän, da der A_o-Punkt hierbei praktisch nicht fällt. Anlassen bei 600° C ruft aber ein rapides Sinken des A_o-Punktes hervor. Hierbei tritt gleichzeitig eine Spaltung der magnetischen Umwandlung der Karbidphase ein; sie führt zu einer zweiten molybdänärmeren Karbidbildung (Bild 42). Dabei zeigt das Anlassen des Stahls 50 Mo 2 bei 600° C deutlich die Reihenfolge der Bildung von Karbiden verschiedener Zusammensetzung, da der A_o''-Punkt nur dann erscheint, wenn sich die zuvor ausgeschiedene Karbidphase mit Molybdän auf Kosten des an Molybdän verarmten α-Mischkristalls angereichert hat. Bei einer weiteren Erhöhung der Anlaßtemperatur verläuft die Mo-Anreicherung beider Karbide parallel.

Folgerungen

1. Wolfram und Molybdän besitzen fast die gleichen karbidbildenden Eigenschaften und üben demzufolge fast den gleichen Einfluß auf die Karbidbildung beim Anlassen von W-, bzw. Mo-Stählen aus.

2. Bei niedrigen Anlaßtemperaturen bildet sich in W- und Mo-Stählen bei einer niedrigen Temperatur ein Eisenkarbid vom Fe_xC-Typ (wahrscheinlich mit geringen W- oder Mo-Gehalten), das sich in seinen physikalischen Eigenschaften vom Zementit Fe_3C unterscheidet.

3. Beim Anlassen oberhalb von 300° C bildet sich in W- und Mo-Stählen ein ferromagnetischer Zementit, der bereits im Augenblick seiner Entstehung Wolfram oder Molybdän in solchen Mengen enthält, wie sie durch Zerfall des α-Mischkristalls verfügbar sind.

4. Wolfram und Molybdän üben nur einen schwachen Einfluß auf die Karbidumwandlung aus und erhöhen den Temperaturbereich, in welchem sich diese Umwandlung vollzieht, kaum.

5. Eine merkliche Diffusion des Wolframs und Molybdäns aus dem α-Mischkristall in den Zementit beginnt bei einer Anlaßtemperatur von 550 bis 600° C.

6. Die karbidbildenden Elemente — Wolfram und Molybdän — halten einen Teil des überschüssigen, im α-Mischkristall gelösten

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

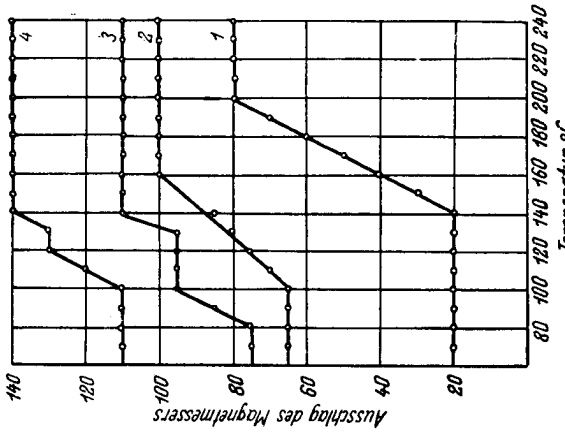

Bild 42. Magnetisierungskurven des gehärteten Mo-Stahls 50 Mo 2 nach dem Anlassen bei 600° und 650° C; Haltezeit:
1 — 600° C — 1 Min.;
2 — 600° C — 5 Min.;
3 — 600° C — 30 Min.;
4 — 650° C — 1 Min.

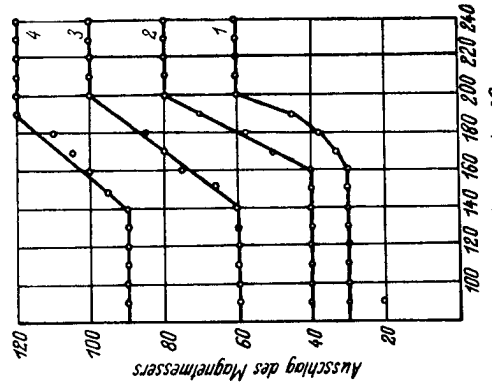

Bild 41. Magnetisierungskurven des gehärteten Mo-Stahls 50 Mo 2 nach dem Anlassen bei 500° C; Haltezeit:
1 — 1 Min.; 2 — 5 Min.;
3 — 30 Min.; 4 — 150 Min.

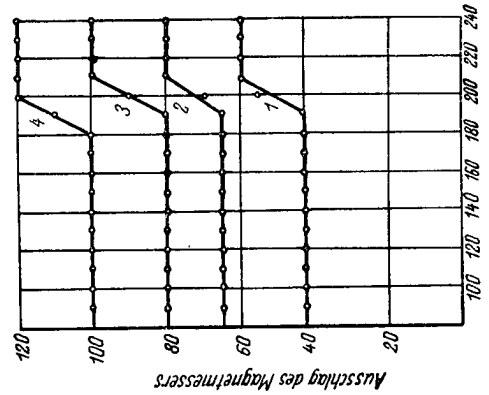

Bild 40. Magnetisierungskurven des gehärteten Mo-Stahls 50 Mo 2 nach dem Anlassen bei 400° C; Haltezeit:
1 — 5 Min.; 2 — 20 Min.;
3 — 90 Min.; 4 — 180 Min.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Kohlenstoffs bis zu den Temperaturen von 550 bis 600° C zurück. Der überschüssige Kohlenstoff scheidet sich bei diesen und bei höheren Temperaturen in Gestalt der zweiten an Legierungsbestandteilen ärmeren Karbidphase aus.

8. Anlassen von Manganstahl

Mangan ist ein nur sehr schwach karbidbildendes Element. Seine Affinität zum Kohlenstoff übertrifft die Affinität des Eisens zum Kohlenstoff nur wenig. Die kaum größere Neigung des Mangans zur Karbidbildung bedingt eine große Ähnlichkeit ihrer Karbide, also des Zementits Fe_3C und des Mangankarbids Mn_3C, ebenso seine leichte Löslichkeit im Eisen und im Zementit. Letzter ruft eine Temperaturerniedrigung in der Magnetumwandlung hervor, was wieder die Anwendung der magnetischen Methode bei der Untersuchung der Karbidphase beim Anlassen von Mn-Stahl gestattet.

Aufgabe der durchgeführten Untersuchungen war die Klärung des Einflusses des Anlassens auf das magnetische Verhalten von Mn-Stahl der Marke »45 Г 2« mit Hilfe der magnetischen und der thermoelektrischen Methode. Die magnetische Untersuchung ergab, daß sich das Karbid vom Zementittyp im Manganstahl bei Temperaturen von 300° C und darüber in der üblichen Zeitspanne bildet. Unterhalb von 300° C entsteht, ebenso wie im C-Stahl, ein Eisenkarbid vom Fe_xC-Typ, das sich bei 300° C und höher in ein Karbid vom Zementittyp umwandelt. Ebenso wie beim C-Stahl verläuft auch die Entstehung des Karbids vom Zementittyp beim Anlassen auf 250° C (Bild 22, 27, 43). Daraus folgt, daß Mangan die Umwandlungstemperatur des Eisenkarbids Fe_xC in Karbid vom Zementtyp erhöht. Das in dem Sonderstahl »45 Г 2« nach langem Anlassen auf 300° C sich bildende Karbid vom Zementittyp besitzt einen A_o-Punkt von 165° C; seine magnetische Umwandlungstemperatur liegt also bedeutend niedriger als die des reinen Zementits (210° C). Dies deutet darauf, daß in dem auf niedrige Temperaturen angelassenen Mn-Stahl Karbid vom Zementittyp Mangan enthalten ist. Beim kurzzeitigen Anlassen auf Temperaturen über 200° C bildet sich in allen Fällen Karbid vom Zementittyp, dessen A_o-Punkt ungefähr bei 170 bis 180° C liegt. Diese Erkenntnis führt zu der Behauptung, daß auch im Mn-Stahl, ebenso wie in anderen Sonderstählen, Karbid vom Zementittyp im Augenblick seiner Bildung bereits Mangan in solchen Mengen enthält, die dem Mn-Gehalt des Stahls nahekommen. Auch für Mangan ist es charakteristisch, daß bei längerem Anlassen auf 350° C eine

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Unterteilung des A_o-Punktes ($A_o' = 150^0$ und $A_o'' = 200^0$ C) entsteht, was wieder für eine Bildung von zwei Zementit-Karbiden mit unterschiedlichem Mn-Gehalt spricht (Bild 43, 44).

Das Erscheinen des zweiten magnetischen Umwandlungspunktes A_o'' erst nach einer hinreichend langen Anlaßdauer bei 350° C beweist, daß sich die beiden Karbide nacheinander ausscheiden, wobei das zweite, manganärmere Karbid sich erst dann ausscheidet, wenn

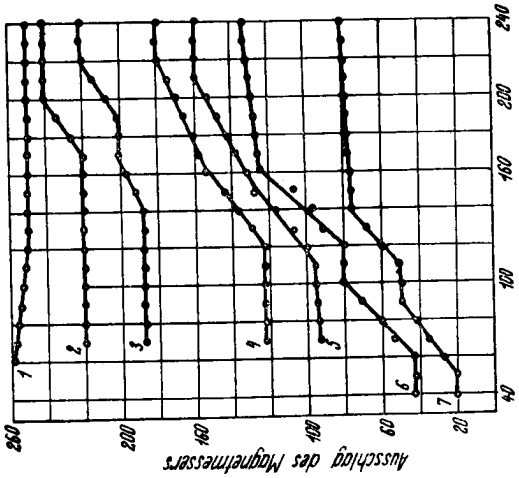

Bild 44. Magnetisierungskurven des gehärteten Mn-Stahls »45 T 2« nach dem Anlassen bei 350 oder 500° C

1 — Anlaßtemperatur 350° C, Anlaßzeit 1 Std.;
2 — Anlaßtemperatur 350° C, Anlaßzeit 5 Std.;
3 — Anlaßtemperatur 350° C, Anlaßzeit 10 Std.;
4 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 1 Min.;
5 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 5 Min.;
6 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 30 Min.;
7 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 3 Std.

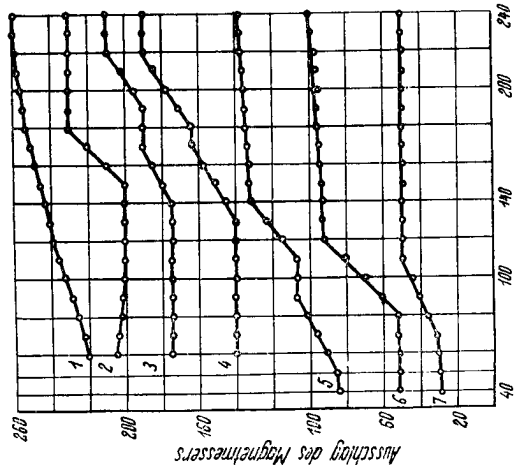

Bild 43. Magnetisierungskurven des gehärteten Mn-Stahls »45 T 2« nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen

1 — Anlaßtemperatur 250° C, Anlaßzeit 10 Std.;
2 — Anlaßtemperatur 300° C, Anlaßzeit 10 Std.;
3 — Anlaßtemperatur 350° C, Anlaßzeit 10 Std.;
4 — Anlaßtemperatur 400° C, Anlaßzeit 5 Std.;
5 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 3 Std.;
6 — Anlaßtemperatur 550° C, Anlaßzeit 2 Std.;
7 — Anlaßtemperatur 600° C, Anlaßzeit 1 Std.;

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

sich das zuvor ausgeschiedene Karbid mit Mangan, infolge des Zerfalls des α-Mischkristalls, angereichert hat. Das zweite Karbid ist im Augenblick der Ausscheidung manganärmer als das erste, da der A_o-Punkt des ersten Karbids bei seiner Bildung niedriger liegt als der des zweiten. Man ersieht daraus die bereits beim Cr-, W- und Mo-Stahl beobachtete hemmende Wirkung des karbidbildenden Elements — des Mangans — auf die Ausscheidung des Kohlenstoffes aus dem α-Mischkristall, mit dem Unterschied jedoch, daß das Mangan den Zerfall des α-Mischkristalls im Vergleich zu dem Einfluß von Chrom, Wolfram und Molybdän bedeutend weniger aufhält (bis zu niedrigeren Temperaturen). Es sei darauf hingewiesen, daß die vorstehenden Ergebnisse mit denen der bekannten Arbeit von *G. W. Kurdiumow* und Mitarbeiter [17] nicht übereinstimmen. Diese Wissenschaftler stellten mit Hilfe der Röntgen-Feinstrukturuntersuchung fest, daß das Mangan keinen hemmenden Einfluß auf die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall besitzt. Dieser Widerspruch läßt sich durch die ungenügende Empfindlichkeit der Feinstrukturuntersuchung gegenüber geringen Änderungen des C-Gehaltes des α-Mischkristalls erklären, denn es ist bekannt, daß Mn-Gehalte über 1 % die Widerstandsfähigkeit des Stahls gegenüber dem Anlassen bei 300 bis 350° C etwas erhöht.

Auch die thermoelektrischen Untersuchungen des Mn-Stahls »45 Г 2« (Bild 45) haben eine hemmende Wirkung des Mangans auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall gezeigt. Die Kurve der Thermospannung weist bei 350° C einen Knick auf.

Bei höheren Temperaturen kommt es wieder zur Bildung zweier Karbide, auch bleibt die Reihenfolge ihrer Ausscheidung bei höheren Temperaturen bestehen; nur die Zeit, die für die Ausscheidung des zweiten Karbids erforderlich ist, nimmt mit der Erhöhung der Anlaßtemperatur sehr schnell ab. Bei Anlaßtemperaturen von 500° C bilden sich bereits nach einer Anlaßzeit von 1 Minute und bei 600° C sogar schon nach 15 Sekunden Anlaßdauer zwei Karbide (Bild 44, 46).

Die Erhöhung der Anlaßtemperatur führt zu einer weiteren Anreicherung der Karbidphase mit Mangan, wofür die Erniedrigung der A_o-Punkte beider Karbide spricht. Diese Anreicherung der Karbidphase verläuft bis zu Anlaßtemperaturen unterhalb von 350 bis 400° C verhältnismäßig langsam, nimmt aber bei Temperaturen über 400° C rapid zu (Bild 47). Der Charakter des Anreicherungsvorgangs der Karbidphase mit Mangan ist bei allen Temperaturen gleich. Anfangs verläuft die Anreicherung der Karbidphase sehr energisch, darauf verlangsamt sie sich, hört bei einer

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

ausreichenden Einwirkung dann praktisch völlig auf, und schließlich stellt sich ein „kolloidales Gleichgewicht" zwischen der Karbidphase und dem α-Mischkristall ein. Nach dem Ausscheiden des zweiten Karbids bei 400 und 500° C verläuft die Anreicherung beider Karbide mit Mangan parallel. Bei höheren Anlaßtempera-

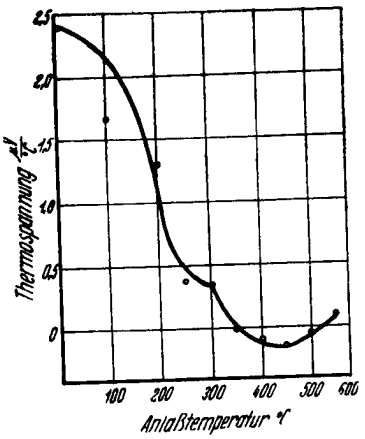

Bild 45. Abhängigkeit der Thermospannung des gehärteten Stahls »45Г2« von der Anlaßtemperatur

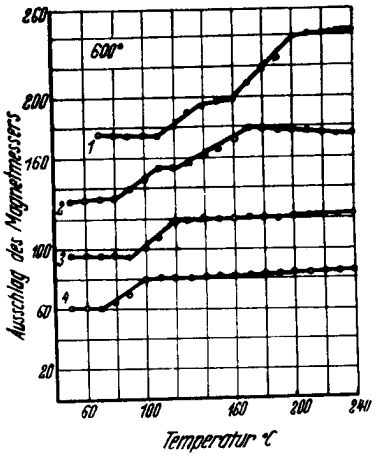

Bild 46. Magnetisierungskurven des gehärteten Mn-Stahls »45Г2« nach dem Anlassen bei 600° C, Haltezeit: 1 — 15 Sek.; 2 — 2 Min.; 3 — 15 Min.; 4 — 1 Std.

turen und längerer Anlaßdauer nähern sich die A_0-Punkte beider Karbide immer mehr und fallen dann schließlich zusammen (Bild47). Diese Erscheinung kann durch eine verhältnismäßig leichte Diffusion des Mangans in dem α-Mischkristall bei diesen Temperaturen erklärt werden; während dieser Zeit kann sich die Zusammensetzung der Karbidphase ausgleichen. Die Änderung der Zusammensetzung der Karbidphase beim Anlassen des Mn-Stahls »45 Г 2« ist in Bild 48 in Abhängigkeit von der Anlaßdauer und Anlaßtemperatur dargestellt.

Folgerungen

1. Bei niedrigen Anlaßtemperaturen kommt es im Mn-Stahl zur Bildung eines von Zementit unterschiedlichen Karbids.

2. Mangan erhöht die Temperatur der Karbidumwandlung des Eisenkarbids vom Fe_xC-Typ in Karbid vom Zementittyp.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

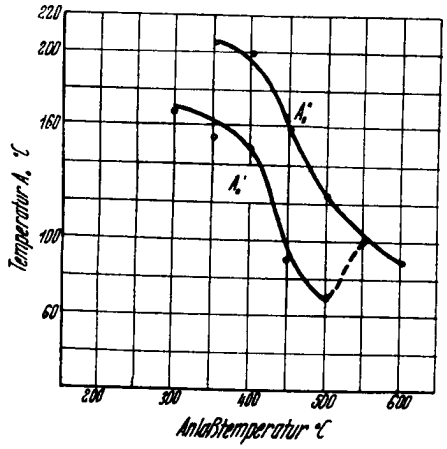

Bild 47. Abhängigkeit des A_0-Punktes des gehärteten Mn-Stahls »45Г2« von der Anlaßtemperatur

3. Zu Beginn der Ausscheidung enthält das Karbid Mangan in Mengen, die dem Mn-Gehalt des zerfallenden α-Mischkristalls entsprechen.

4. Mangan hält eine gewisse Menge überschüssigen Kohlenstoffs in dem α-Mischkristall bis zu Temperaturen von 300 bis 350° C zurück. Beim Anlassen über 350° C scheidet sich dieser Kohlenstoff in Gestalt eines zweiten Karbids aus.

5. Während des Anlassens erfolgt eine Aufteilung des Mangans zwischen der Karbidphase und der festen Lösung durch Diffusion des Mangans in das Karbid.

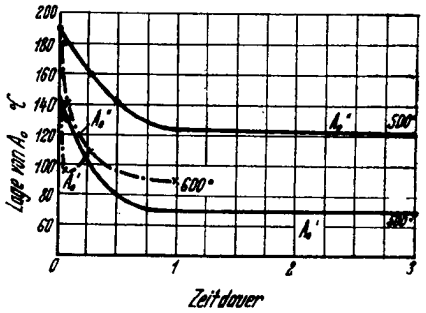

Bild 48. Abhängigkeit des A_0-Punktes von gehärtetem Mn-Stahl »45Г2« von der Anlaßdauer

6. Die Diffusion des Mangans in den α-Mischkristall verläuft verhältnismäßig rasch, besonders nach Erreichen der Temperatur von 350 bis 400° C und höher; bei höheren Anlaßtemperaturen gleicht sich die Zusammensetzung der Karbide aus.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

9. Anlassen von Nickelstahl

Die Untersuchung des Anlaßvorgangs von Stählen, die mit stark karbidbildenden Elementen vom Typ des Wolframs legiert waren, zeigte, daß Nickel im Karbid fast in gleichen Mengen wie in dem α-Mischkristall vorhanden ist. Nach dem Entstehen der Karbidphase geht das karbidbildende Element aus dem α-Mischkristall in das Karbid über und reichert dieses an. Mit anderen Worten, im Fall der karbidbildenden Elemente entsteht ein deutlicher Austausch der Legierungselemente zwischen dem α-Mischkristall und dem Karbid. In dieser Beziehung hat das Verhalten der nicht karbidbildenden Elemente, die also eine geringere Affinität zum Kohlenstoff haben als der Kohlenstoff zum Eisen besitzt, ein großes Interesse.

Eine solche Untersuchung ist um so notwendiger, als man bis jetzt angenommen hat, daß die nicht karbidbildenden Elemente in der Karbidphase der Eisenkohlenstoff-Legierungen nicht vorhanden sein können, und daß sie nur in dem α- oder γ-Mischkristall auftreten. Von besonderem Interesse war auch die Klärung der Frage, wie weit die nicht karbidbildenden Elemente den Vorgang der C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall und die Karbidbildung beim Erhitzen des gehärteten Stahls beeinflussen.

Zur Klärung dieser Fragen wurde der Anlaßvorgang eines Ni-Stahls (»13H2A«) untersucht, da Nickel das bekannteste, keine Karbide bildende Element ist. Die für die magnetische Prüfung bestimmten Proben wurden durch Einsetzen auf dem mittleren C-Gehalt von 0,62 % aufgekohlt.

Nach dem Einsetzen wurden die Proben in Luft abgekühlt; sodann wurden sie im Bleibad bei 850^{+10} C austenitisiert, im Wasser gehärtet und anschließend bei Temperaturen von 100 bis 600° C angelassen. In paralleler Untersuchung wurde die Anlaßtemperatur um 50° C abgestuft. Die Austenitisierung hatte, wie durch Feingefügeuntersuchung festgestellt wurde, zu homogenem austenitischem Gefüge geführt, ohne daß die geringste Entkarbonisation eingetreten war. Die Restaustenit-Menge wurde auf magnetischem Wege durch zur Sättigung führende Felder bestimmt; sie lag in den Grenzen von 12 bis 15 %.

Der Verlauf der Karbidbildung wurde mit einem ballistischen Differential-Magnetmesser in schwachen Feldern verfolgt. Neben der magnetischen Methode wurden auch die thermoelektrischen und die dilatometrischen Methoden angewandt. Die magnetische Untersuchung ergab, daß sich in Ni-Stählen bei niedrigen Anlaßtemperaturen ebenso wie in C-Stählen und in Sonderstählen mit

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

anderen Legierungselementen Karbid vom Fe_xC-Typ bildet. Der Übergang des letzteren in Karbid vom Zementittyp beginnt, wie die magnetische Prüfung zeigt, bei Ni-Stahl beim langdauernden Anlassen bei 250° C (Bild 49). Mithin übt Nickel praktisch keinen Einfluß auf die Karbidumwandlung aus.

Die magnetische Umwandlungstemperatur A_o, der bei 250° C angelassenen Ni-Stahlprobe liegt bei 150° C; der A_o-Punkt liegt also bedeutend tiefer als bei reinem Zementit. Daraus folgt, daß der Zementit in so angelassenen Ni-Stählen mit seinem Auftreten mit Nickel legiert ist.

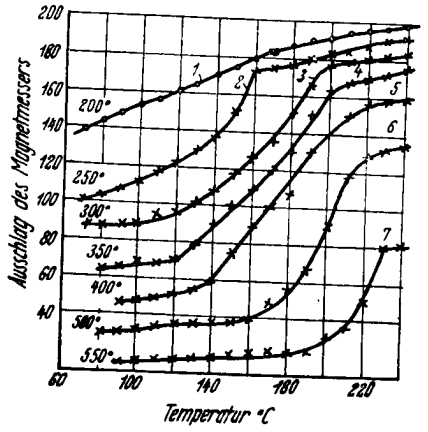

Bild 49. Magnetisierungskurven des gehärteten Ni-Stahls »60H2« nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen
1 — Anlaßtemperatur 200° C, Anlaßzeit 10 Std.;
2 — Anlaßtemperatur 250° C, Anlaßzeit 10 Std.;
3 — Anlaßtemperatur 300° C, Anlaßzeit 10 Std.;
4 — Anlaßtemperatur 350° C, Anlaßzeit 10 Std.;
5 — Anlaßtemperatur 400° C, Anlaßzeit 10 Std.;
6 — Anlaßtemperatur 500° C, Anlaßzeit 3 Std.;
7 — Anlaßtemperatur 550° C, Anlaßzeit 2 Std.

Mit zunehmender Anlaßtemperatur steigt der A_o-Punkt und entspricht nach zweistündigem Anlassen bei 550° C dem A_o-Punkt des reinen Zementits Fe_3C (210° C). Bei allen sich bei den verschiedenen Anlaßtemperaturen bildenden Karbiden liegt der A_o-Punkt bedeutend niedriger, und zwar im Bereich von 145 bis 150° C. Hieraus kann man schließen, daß der Austausch von Nickel zwischen der Karbidphase und dem α-Mischkristall nach dem Auftreten der Karbidphase einsetzt.

Da Nickel infolge seiner im Vergleich mit Kohlenstoff verhältnismäßig geringen Diffusionsgeschwindigkeit in die Karbidphase, bei derem Entstehen mitgerissen wurde, wandert es nun aus dem Karbid in den α-Mischkristall. Dieser Vorgang verläuft so lange, bis sich das „kolloidale Gleichgewicht" zwischen dem Ni-Gehalt, des α-Mischkristalls und dem des Karbids eingestellt hat. Dieses Gleichgewicht wird durch den Dispersionsgrad des Karbids oder für den vorliegenden α-Mischkristall durch die Anlaßtemperatur bestimmt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Die Verteilung des Nickels zwischen α-Mischkristall und Karbidphase ist aus den Kurven der Bilder 50 und 51, die die Abhängigkeit des A_o-Punktes von der Anlaßtemperatur bzw. aus den Kurven, die die Abhängigkeit des A_o-Punktes von der Anlaßdauer wiedergeben, zu entnehmen.

In diesem Zusammenhang sei auf den starken Einfluß der karbidbildenden und der nicht karbidbildenden Elemente auf die Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung hingewiesen. Bei Nickelstahl ist kein hemmender Einfluß der nicht karbidbildenden Elemente auf den Martensitzerfall beim Anlassen zu verzeichnen. Zur Bildung eines zweiten Karbids, die man bei Stählen mit karbidbildenden Elementen beobachten kann, kommt es bei Ni-Stählen nicht. Dies spricht für eine praktisch vollkommene Ausscheidung des Kohlenstoffs bei niedrigen Anlaßtemperaturen, wie es in gleicher Weise beim C-Stahl erfolgt. Auch die Nickelverteilung zwischen dem α-Mischkristall und dem ausgeschiedenen Karbid verläuft im Vergleich zu den karbidbildenden Elementen entgegengesetzt. Wenn diese beim Anlassen des Stahls bestrebt sind, aus dem α-Mischkristall in das Karbid überzugehen, so versuchen die nicht karbidbildenden Elemente umgekehrt aus dem Karbid in die feste Lösung zu wandern.

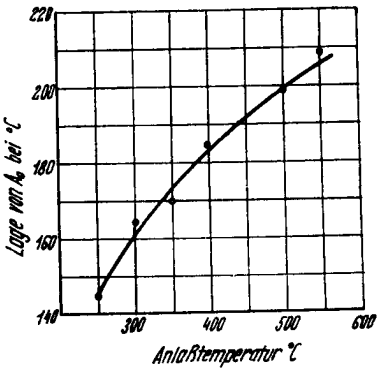

Bild 50. Abhängigkeit des Punktes A_0 der Karbidphase im gehärteten Ni-Stahl »60H2« von der Anlaßtemperatur

Der Grund für dieses verschiedenartige Diffusionsbestreben der karbidbildenden und nicht karbidbildenden Elemente beim Anlassen des Martensits beruht vermutlich auf der Verschiedenheit der chemischen Affinität dieser Elemente zum Kohlenstoff im Vergleich zu der chemischen Affinität des Kohlenstoffs zum Eisen. Infolgedessen werden die nicht karbidbildenden Elemente während des Anlassens durch die Eisenatome des α-Mischkristalls aus dem Karbid verdrängt, und umgekehrt verdrängen die karbidbildenden Elemente das Eisen aus dem Karbid.

Daß Nickel auf den Zerfall der festen Lösung und auf den Übergang von Nickel aus dem Karbid in dem α-Mischkristall keinen hindernden Einfluß ausübt, ist ebenfalls durch die Ergebnisse thermo-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

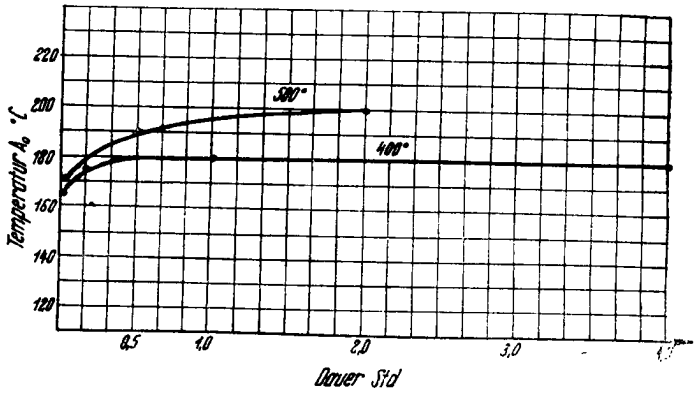

Bild 51. Abhängigkeit des A_0-Punktes von gehärtetem Ni-Stahl »60H2« beim Anlassen von unterschiedlicher Dauer

elektrischer Messungen sichergestellt. Die Thermospannung nimmt mit zunehmender Anlaßtemperatur bis 300° C infolge der Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung schnell ab. Anschließend steigt die Thermospannung wieder infolge des Übergangs von Nickel in die feste Lösung (Bild 52).

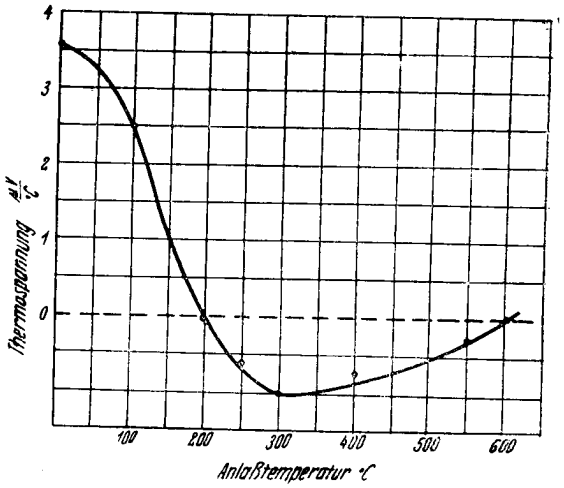

Bild 52. Abhängigkeit der Thermospannung von gehärtetem Ni-Stahl »60H2« beim Anlassen von der Anlaßtemperatur

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Aus dem Bild 52 ist zu ersehen, daß der Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall zuerst ausscheidet und daß die Verteilung von Nickel zwischen der festen Lösung und dem ausgeschiedenen Karbid erst dann erfolgt. Der erste Vorgang, die Ausscheidung von Kohlenstoff, verläuft in dem Temperaturbereich von 80° bis 300° C, während eine merkliche Diffusion von Nickel aus dem Karbid in die feste Lösung erst oberhalb von 250 bis 300° C beginnt. Der stetige Verlauf des linken Teils der Kurve (Bild 52) und die volle Übereinstimmung mit der entsprechenden Anlaßkurve von C-Stahl (Bild 53) bestätigen die auf magnetischen Untersuchungen basie-

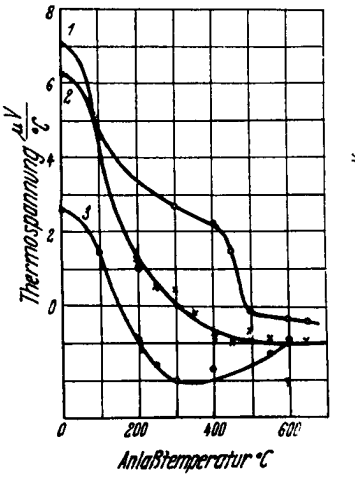

Bild 53. Abhängigkeit der Thermospannung von gehärtetem C-Stahl und Sonderstahl beim Anlassen von der Anlaßtemperatur. Die Versuchsproben sind gepaart mit einer geglühten Versuchsprobe 1 — C-Stahl »Y10«; 2 — Cr-Stahl »11X7«; 3 — Ni-Stahl »60H2«

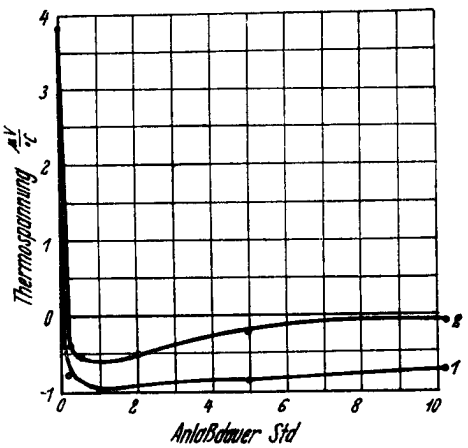

Bild 54. Abhängigkeit der Thermospannung beim Anlassen von gehärtetem Ni-Stahl »60H2« von der Anlaßdauer
1 — Anlaßtemperatur 400° C
2 — Anlaßtemperatur 500° C

rende Erfahrung, daß Nickel die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall nicht verhindert.

Die auf magnetischem Wege festgestellte Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall und die ebenso erkannte Diffusion von Nickel aus dem Karbid in die feste Lösung wird durch die durchgeführten thermoelektrischen Prüfungen bestätigt (Bild 54).

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Aus Bild 53 ist zu ersehen, daß die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall und die Karbidbildung der Nickelverteilung zwischen dem α-Mischkristall und den Karbiden vorausgeht. Dieser Vorgang beginnt erst nach der Ausscheidung der Karbide und hat einen Diffusionscharakter; er verläuft immer langsamer, bis sich hinsichtlich des Ni-Gehalts der Karbide und der festen Lösung das „kolloidale Gleichgewicht" einstellt.

Eine Erhöhung der Anlaßtemperatur beschleunigt die Diffusion und führt zu einer Vergrößerung der Karbidteilchen, was eine starke Verarmung der Karbidphase an Nickel zur Folge hat.

Folgerungen

1. In Ni-Stahl bildet sich, ebenso wie in C-Stählen, beim Anlassen auf Temperaturen unter 250° C ein Eisenkarbid vom Fe_xC-Typ. Bei höheren Anlaßtemperaturen verwandelt sich dieses bei niedriger Temperatur gebildete Karbid in ein Karbid vom Zementit-Typ.

2. Nickel übt keinen merklichen Einfluß auf die Karbidumwandlung aus.

3. Bei der Bildung der Karbide beim Anlassen dringt das Nickel in das Karbid in dem Ni-Gehalt des α-Mischkristalls entsprechenden Mengen ein, mithin verteilt sich das Legierungselement Nickel bei der Bildung der Karbidphase zwischen dieser und der festen Lösung.

4. Bei Verlängerung der Anlaßdauer nach erfolgter Ausscheidung der Karbide aus dem Stahl verteilt sich das Nickel zwischen der Karbidphase und der festen Lösung. Dabei geht das Nickel aus dem Karbid in den α-Mischkristall über und wird in diesem durch Eisenatome ersetzt.

5. Die Verteilung des Nickels zwischen der festen Lösung und dem Karbid besitzt einen Diffusionscharakter. Anfangs verläuft dieser Prozeß intensiv, wird dann aber langsamer, bis er praktisch ganz aufhört. In diesem Augenblick stellt sich ein kolloidales Gleichgewicht zwischen dem Ni-Gehalt der festen Lösung und der Karbidphase ein, das durch die Konzentration der festen Ausgangslösung und dem Dispersionsgrad der Karbidphase oder — bei der gegebenen Zusammensetzung des α-Mischkristalls — durch die Anlaßtemperatur bestimmt wird.

6. Je höher die Anlaßtemperatur ist, desto mehr Nickel geht aus den Karbiden in den α-Mischkristall über. Bei hinreichend langer Einwirkung von Anlaßtemperaturen über 550° C sammelt sich praktisch alles Nickel in dem α-Mischkristall an.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

7. Nickel hält den Martensitzerfall und die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall nicht auf. Aus diesem Grunde kann das Nickel auch die Widerstandsfähigkeit des Stahls gegen das Anlassen nicht wesentlich erhöhen.

10. Anlassen von Siliziumstahl

Silizium ist eines der am meisten verbreitesten Elemente, das in vielen Baustählen und Sonderstählen verwendet wird. Gleichzeitig wirkt Silizium sehr stark graphitisierend, da seine Affinität zum Kohlenstoff bedeutend geringer ist als die des Eisens zum Kohlenstoff. Aus diesem Grunde bildet das Silizium bei einem Überschuß von Eisen niemals stabile Karbide, doch kann Silizium in Eisen unter bestimmten Umständen hochfeste Karbide bilden. Es wird sogar angenommen, daß im Stahl vorhandenes Silizium sich nicht im Zementit löst und nur im α-Mischkristall enthalten ist. Die mit Nickelstahl durchgeführten Untersuchungen haben aber gezeigt, daß sowohl Nickel als auch Silizium nicht karbidbildende Elemente sind, die sich im Zementit bei dessen Bildung auflösen können; sie gehen aber im Verlauf des Anlassens in den α-Mischkristall über. Es war von grundsätzlichem Interesse, die Rolle, die Silizium beim Anlassen von gehärtetem Stahl spielt, aufzuklären und festzustellen, ob die Gesetzmäßigkeiten, die sich bei Ni-Stahl ergeben haben, nur dem nicht karbidbildenden Element Nickel oder auch anderen nicht karbidbildenden Elementen eigen sind. Entsprechende Untersuchungen wurden mit den Norm-Stählen »70C3 und EI 142«[7]) und einer besonders hergestellten Schmelze, die 1 % C und 1 % Si enthielt, durchgeführt. Dieser Gußwerkstoff erhielt die Bezeichnung »100C1«; seine Zusammensetzung ist in Tafel 5 angegeben.

Tafel 5

Stahl	Chemische Zusammensetzung							
	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	P %	S %	C Graphit
» 70 C 3 «	0,72	2,67	0,61	0,32	—	0,03	0,033	0,04
» 100 C 1 «	1.02	1,08	0,18	0,20	0,28	0,018	0,016	—
» EI 142[6])«	0,65	1,3	0,2	0,4	0,25	0,03	0,03	—
—	0,75	1,7	0,4	0,6				

[6]) Der Stahl »EI 142« wurde nicht analysiert, deshalb ist in der Tafel 5 nur die handelsübliche Zusammensetzung angeführt.

[7]) Anmerkung der deutschen Redaktion: Die mit EI bezeichnete Stahlsorte ist in deutscher Schrift angegeben.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Die Austenitisierungstemperaturen der Proben sind aus Tafel 6 ersichtlich.

Tafel 6

Stahl	Austenitisierungstemperatur °C	Haltezeit min	Abkühlendes Mittel	Restaustenit-Anteil %
» 100 C 1 «	870+10°	10	Wasser	15—20
» 70 C 3 «	950+10°	10	„	10—12
» EI 142 «	850+10°	10	„	8

Bei der Austenitisierung (Lösungsglühen) wurden Maßnahmen getroffen, um einer Entkohlung des Glühgutes vorzubeugen. Die durchgeführte Austenitisierung führte zu einer praktisch vollständigen Auflösung der Karbide.

Die Versuchsproben wurden in getrennten Untersuchungsreihen auf Temperaturen von 100 bis 650° C angelassen. Die Anlaßtemperatur wurde jeweils um 50° C gestaffelt.

Beim Anlassen der Si-Stähle bei niedriger Temperatur wurde — ebenso wie bei den Sonderstählen, die mit anderen Elementen legiert waren — festgestellt, daß ein ferromagnetisches Karbid vom Zementittyp nur oberhalb einer bestimmten Anlaßtemperatur entsteht.

Es wurden bei einer zehnstündigen Anlaßdauer bei den Stählen »100C1« und »EI 142« eine Temperatur von 350° C und für den Stahl »70C3« eine solche von 400° C ermittelt (Bild 55, 56). Eine Erhöhung der Anlaßtemperatur führt, ebenso wie beim C-Stahl, zu einem starken, beschleunigten Auftreten von ferromagnetischem Karbid.

Mithin hält Silizium im Stahl die Umwandlung des bei niedrigen Temperaturen ausgeschiedenen Karbids in Zementit stark auf und verlegt diese Umwandlung zu höheren Temperaturen. Dabei wächst der zurückhaltende Einfluß des Siliziums mit zunehmendem Si-Gehalt des α-Mischkristalls.

Die Temperatur der magnetischen Umwandlung in Karbid vom Zementittyp lag für alle untersuchten Si-Stähle, die bei 350 bis 500° C angelassen waren, gleich, nämlich bei 195 bis 200° C, also sehr nahe dem A_o-Punkt des reinen Zementits (Bild 55, 56, 57).

Hieraus folgt, daß Silizium die Lage des magnetischen Umwandlungspunktes A_o des Karbids nicht beeinflußt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Man kann annehmen, daß Silizium in der sich beim Anlassen von Si-Stahl bildenden Karbidphase nicht enthalten ist.

Die letzte Annahme wird durch die Ergebnisse, die an den gleichen Proben bei der thermoelektrischen Untersuchung erhalten wurden, widerlegt. Tatsächlich fällt anfangs die Thermospannung des gehärteten Si-Stahls, mit einer zu einem Thermoelement geschalteten bei hohen Temperaturen angelassenen Probe. Diese EMK-Kurve verläuft wie die Anlaßkurve von C-Stahl. Die Thermospannung fällt bis zu Temperaturen von etwa 350° C stetig; ober-

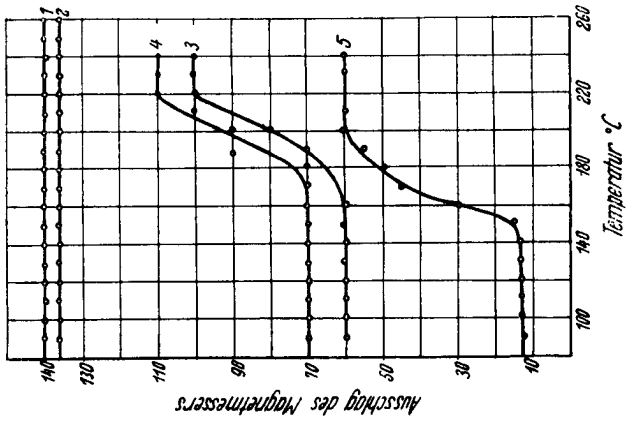

Bild 56. Magnetisierungskurven von gehärtetem Si-Stahl »70C3« nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen
1 — angelassen bei 300° C — 10 Std.
2 — angelassen bei 350° C — 10 Std.
3 — angelassen bei 400° C — 10 Std.
4 — angelassen bei 450° C — 10 Std.
5 — angelassen bei 500° C — 3 Std.

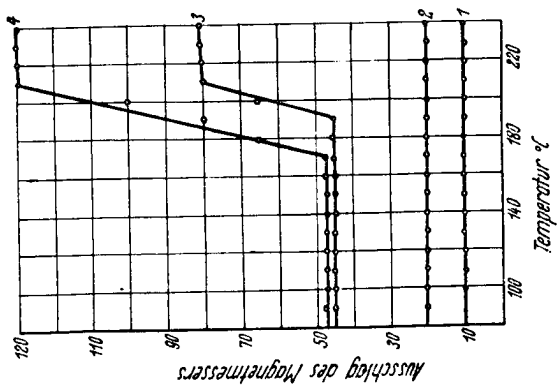

Bild 55. Magnetisierungskurven von gehärtetem Si-Stahl »100C1« nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen
1 — angelassen bei 300° C — 10 Std.
2 — angelassen bei 325° C — 10 Std.
3 — angelassen bei 350° C — 10 Std.
4 — angelassen bei 400° C — 10 Std.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

halb von 350° C steigt die EMK-Kurve stetig und erreicht bei hohen Anlaßtemperaturen die Thermospannung eines bei hohen Temperaturen angelassenen oder geglühten Stahls (Bild 58). Das bei den Si-Stählen »70C3« und »100C1« beobachtete Ansteigen der Thermospannung kann in diesem Fall durch eine Anreicherung des α-Mischkristalls mit dem Legierungselement Si bedingt sein, da das zweite, nicht karbidbildende Element, das Nickel, in dem Si-Stahl »70C3« überhaupt nicht und in den Si-Stählen »100C1« und »EI 142« nur in unbedeutenden Mengen vorhanden ist und keine wesentliche Erhöhung der Thermospannung hervorrufen kann. Das trifft um so

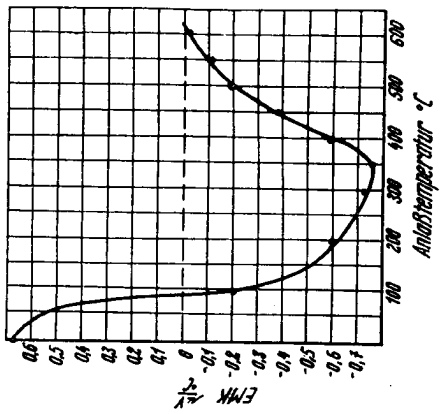

Bild 58. Abhängigkeit der Thermospannung von gehärtetem Si-Stahl »EI 142« nach dem Anlassen von der Anlaßtemperatur. (Die Versuchsprobe ist mit einer auf hohe Temperaturen angelassenen Probe zu einem Thermoelement geschaltet)

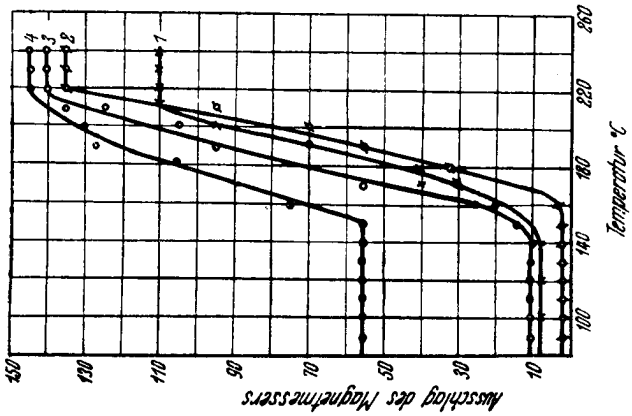

Bild 57. Magnetisierungskurven des gehärteten Si-Stahls »100C1« nach dem Anlassen bei 500° C
1 — angelassen bei 500° C — 30 Sek.
2 — angelassen bei 500° C — 5 Min.
3 — angelassen bei 500° C — 40 Min.
4 — angelassen bei 500° C — 180 Min.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

mehr zu, als der Einfluß des Nickels auf die Thermospannung des Eisens bedeutend geringer ist als der Einfluß des Siliziums. Chrom, das in allen untersuchten Si-Stählen vorhanden war, kann ebenfalls keinen steigernden, sondern nur einen verhältnismäßig schwachen Einfluß auf die Thermospannung des Eisens ausüben. Es ist übrigens in den untersuchten Si-Stählen nur in geringer Menge enthalten. Infolgedessen spricht die beobachtete Steigerung der Thermospannung des angelassenen Stahls bei Erhöhung der Anlaßtemperatur dafür, daß das Silizium beim Martensitzerfall in das Karbid eindringt und dann als nicht karbidbildendes Element aus dem Karbid in den α-Mischkristall übergeht. Für diese Überlegung spricht auch der bedeutende Unterschied in den Diffusionsgeschwindigkeiten der Si- und C-Atome in den α-Mischkristall. Die Diffusionsgeschwindigkeit von Silizium in den α-Mischkristall ist einige hundert Male kleiner als die von Kohlenstoff. Aus diesem Grunde kann es in der Zeit, die für die Ausscheidung der Karbidphase aus der festen Lösung nötig ist und durch die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs bestimmt wird, zu keiner merklichen Verteilung des Silizums in dem α-Mischkristall und den sich ausscheidenden Karbidteilchen kommen. Deshalb müssen die sich ausscheidenden Karbidteilchen einen Si-Gehalt besitzen, der etwa dem Si-Gehalt der festen Lösung entspricht. Das anschließende Anlassen bei genügend hohen Temperaturen, bei denen die Diffusion des Siliziums deutlich verläuft, dürfte zu einer Verdrängung des Siliziums durch die Eisenatome aus der Karbidphase und zu einem Übergang des Siliziums in den α-Mischkristall führen. Dabei steigt dessen Thermospannung an, was deutlich aus der EMK-Kurve in Abhängigkeit von der Einwirkungszeit beim Anlassen des gehärteten Si-Stahls »EI 142« (Bild 59) zu ersehen ist.

Das starke Sinken der Thermospannung zu Beginn des Anlassens ist in diesem Fall durch die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem Martensit in Form von Karbiden zu erklären. Diese Karbide enthalten Silizium in einer solchen Menge, die dem Si-Gehalt des α-Mischkristalls praktisch entspricht. Die anschließende Steigung der Kurven ist auf den Übergang des Siliziums aus der Karbidphase in die feste Lösung zurückzuführen. Es handelt sich somit um die gleiche Erscheinung wie beim Anlassen von Nickelstahl. Aus Bild 59 kann man auch weiter schließen, daß die Verteilung des Siliziums zwischen der Karbidphase und dem α-Mischkristall nur merklich bei Temperaturen oberhalb von 350 bis 400° C erfolgt, da der hohe Dispersionsgrad der Karbidphase und die geringe Diffusionsgeschwindigkeit des Siliziums in den α-Mischkristall unter-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

halb dieser Temperaturen liegen. Der Einfluß, den Silizium beim Anlassen auf den Martensitzerfall ausübt, entspricht dem von Nickel.

Ein Vergleich der EMK-Kurven, die an den untersuchten Si-Stählen nach dem Anlassen erhalten wurden und den an C-Stählen erhaltenen, zeigt, daß Silizium der C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall keinen Widerstand bietet. Ein Vergleich der EMK-

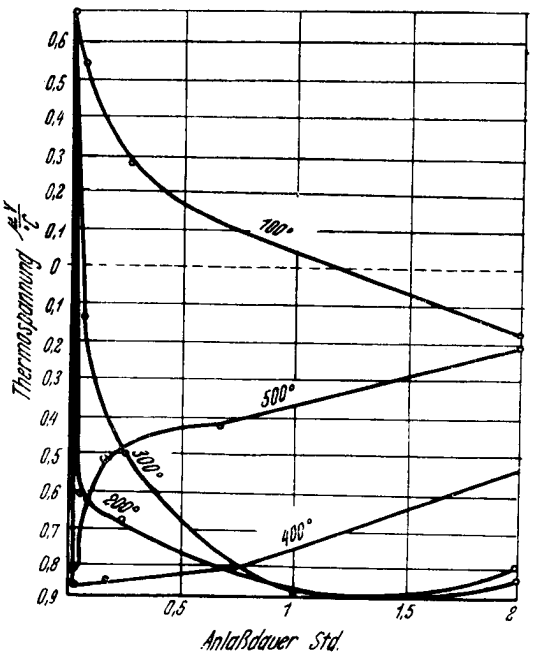

Bild 59. Abhängigkeit der Thermospannung von gehärtetem Si-Stahl »EI 142« nach dem Anlassen von der Anlaßtemperatur. (Die Versuchsprobe ist mit einer auf hohe Temperaturen angelassenen Probe zu einem Thermoelement geschaltet)

Kurven führt eher zu der Schlußfolgerung, daß Silizium die Ausscheidung von Kohlenstoff sogar etwas beschleunigt, da die EMK-Kurve des Si-Stahls bei niedrigen Temperaturen schneller fällt als die entsprechende Kurve von C-Stahl, obgleich Silizium die Karbidumwandlung und wahrscheinlich auch die Diffusion am Kohlenstoff und die Koagulation der Karbidphase aufhält.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Bei den magnetischen Untersuchungen wurde festgestellt, daß das Anlassen oberhalb von 550° C zu einer Verminderung des A_o-Punktes führt. Das kann durch eine Anreicherung der Karbidphase mit Chrom und Mangan, die in den untersuchten Stählen jeweils in genügender Menge vorhanden waren, infolge ihres Übergangs aus der festen Lösung bedingt sein.

Folgerungen

1. Beim Anlassen von Si-Stählen mit einem Si-Gehalt von 1 bis 2,5 % mit Temperaturen unterhalb 350 bis 400° C bildet sich ein Karbid vom Fe_xC-Typ. Dieses verwandelt sich bei Temperaturen von etwa 350 bis 400° C in ein Karbid vom Zementittyp.
2. Ein Si-Gehalt bis 2,5 % hält die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall nicht auf.
3. Silizium verhindert die Karbidumwandlung sehr stark und verlegt die Umwandlung zu höheren Temperaturen. Dieser Einfluß des Siliziums wird durch höheren Si-Gehalt des α-Mischkristalls verstärkt.
4. Zu Beginn der Karbidbildung ist Silizium in den Karbiden in einer solchen Menge enthalten, die seinem Gehalt in der festen Ausgangslösung — dem Martensit — fast gleich ist.
5. Im Verlauf des Anlaßvorgangs geht das Silizium nach der Bildung der Karbidphase aus der Karbidphase in den α-Mischkristall über. Die Verteilung des Siliziums auf den Mischkristall und auf die Karbidphase besitzt einen Diffusionscharakter. Das Ausmaß der Diffusion wird durch Anlaßtemperatur und -dauer bei der gegebenen Zusammensetzung des α-Mischkristalls bestimmt.

11. Thermische Untersuchung des Anlaßvorgangs

Bei der Ausarbeitung eines allgemeinen Schemas für den Verlauf des Anlassens bei legierten Stählen wurde die thermische Methode angewandt. Beim Anlassen vorhandene Umwandlungen führen zu einem Wärmeeffekt, der sich auf den Kurven „Temperaturdifferenz zwischen Probe und Ofen" als Knick markiert.

Die thermische Untersuchung wurde nach der Methode von *Smith* [28] durchgeführt (Bild 20), die gestattet, die Änderung der Wärmekapazität eines gehärteten Stahls während einer allmählichen Erhitzung zu bestimmen. Man erhält so ein gutes Bild über die relative Stärke aller Anlaßvorgänge in Abhängigkeit von der Erhitzungstemperatur. Untersucht wurden ein C-Stahl mit 1,0 % C-Gehalt sowie auch Cr-, Ni- und Mo-Stähle. Die Zusammensetzung der Versuchsstähle ist in Tafel 7 angegeben.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Tafel 7

Nr.	Stahl	Zusammensetzung %							
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
1	Y 10	1,0	0,21	0,37	—	0,2	—	0,03	0,028
2	10 H	0,95	0,36	0,23	—	1,1	—	0,022	0,017
3	50 M 2	0,46	0 4	0,5	—	0,3	2,25	—	—
4	11 X 1,5	1,13	0,29	0,26	1,39	0,20	—	0,016	0,023
5	13 X 3	1,31	0,15	0,39	2,79	0,36	—	0,017	0,011
6	10 X 5	0,97	0,23	0,27	4,78	0,36	—	0,020	0,021
7	10 X 6	0,98	0,23	0,21	6,38	0,40	—	0,017	0,020
8	11 X 7	1,1	0,23	0,35	7.22	0,42	—	0.020	0,028
9	10 X 12	0,91	0,20	0,37	11,85	0,45	—	0,019	0,021
10	50 X 3 M	0,54	0,34	0,37	3,00	0,33	1,25	0,018	0,012

Die erhaltenen Untersuchungsergebnisse sind in Bild 60 bis 62 dargestellt. Die Kurven geben den Zusammenhang zwischen Erhitzungstemperatur und Ausschlag des Galvanometers wieder, der der Temperaturdifferenz zwischen Probe und Ofen entspricht, wobei 25 mm Ausschlag des ballistischen Galvanometers einem Temperaturunterschied zwischen der Temperatur des Ofens und der Temperatur der Versuchsprobe um 1° C entsprechen. Die Erhitzungsgeschwindigkeit betrug in allen Fällen 150°/h.

Die Temperaturdifferenzkurve für C-Stahl zeigt deutlich das Vorhandensein von vier sich überdeckenden Umwandlungen an, die mit dem Zerfall des Martensits und Restaustenits sowie mit der Karbidumwandlung und der Ferrit-Rekristallisation in Zusammenhang stehen. Die Minima der Kurven entsprechen Temperaturen, bei denen der Wärmeeffekt bei der Umwandlung maximal ist. Für den untersuchten C-Stahl liegen diese Umwandlungstemperaturen bei 180 bis 200° C, bei 275° C, bei 350 bis 375° C und 450 bis 500° C.

Aus der Kurve ist weiter zu ersehen, daß der durch den Zerfall von Restaustenit bedingte Wärmeeffekt überwiegt, obgleich dessen Gehalt in C-Stählen verhältnismäßig gering und der Hauptbestandteil der Martensit ist. Das ist dadurch zu erklären, daß der Wärmeeffekt des Zerfalls je Einheit der Masse oder je Einheit des Volumens von Austenit bedeutend höher ist als der entsprechende Wärmeeffekt des Martensits. Die beim Anlassen von C-Stahl erhaltenen Versuchsergebnisse bestätigen die Aufeinanderfolge und die relative Intensität der beim Anlassen ablaufenden Vorgänge, die von vielen Forschern, insbesondere von *G. W. Kurdiumow* und seinen Mitarbeitern [3], festgestellt wurden.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Der Einfluß des karbidbildenden Elements Chrom auf das Anlassen wurde mit Hilfe der thermischen Methode an Cr-Stählen mit einem C-Gehalt von 1,0 bis 1,3 % und einem Cr-Gehalt von 1,5 bis 12 % (Tafel 7) erforscht. Die Untersuchungsergebnisse sind in Bild 60 und 61 wiedergegeben. Durch Vergleich mit

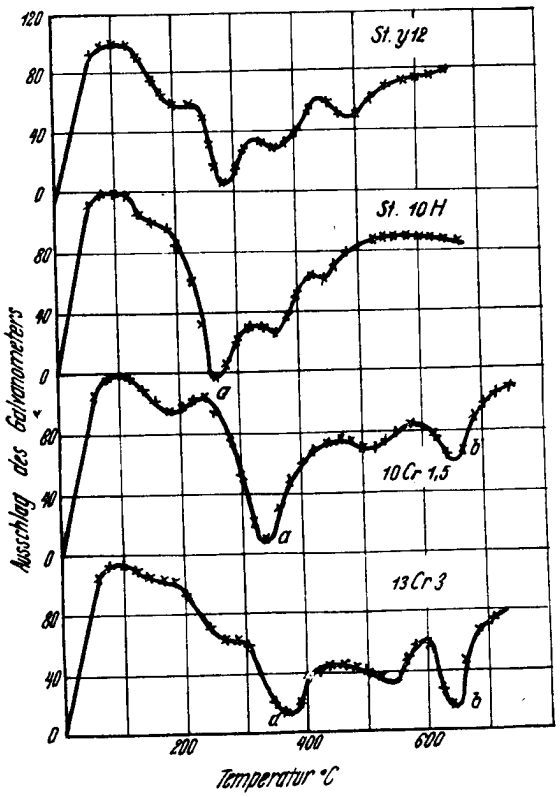

Bild 60. Thermische Anlaßkurven von C-Stählen und von legierten Stählen

den bei Cr-Stählen erhaltenen Anlaßkurven ist zu ersehen, daß der Wärmeeffekt des Martensitzerfalls mit der Erhöhung des Cr-Gehaltes im Temperaturbereich von 100 bis 200° C abnimmt. Das ist einerseits durch die Zunahme der Restaustenitmenge im Stahl infolge des verringerten Anteils an Martensit zu erklären. Andererseits ist die genannte Erscheinung auf den unvollständigen Mar-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

tensitzerfall in Cr-Stählen bei diesen Anlaßtemperaturen zurückzuführen. Der endgültige Martensitzerfall tritt, wie die durchgeführten magnetischen und thermoelektrischen Untersuchungen ge-

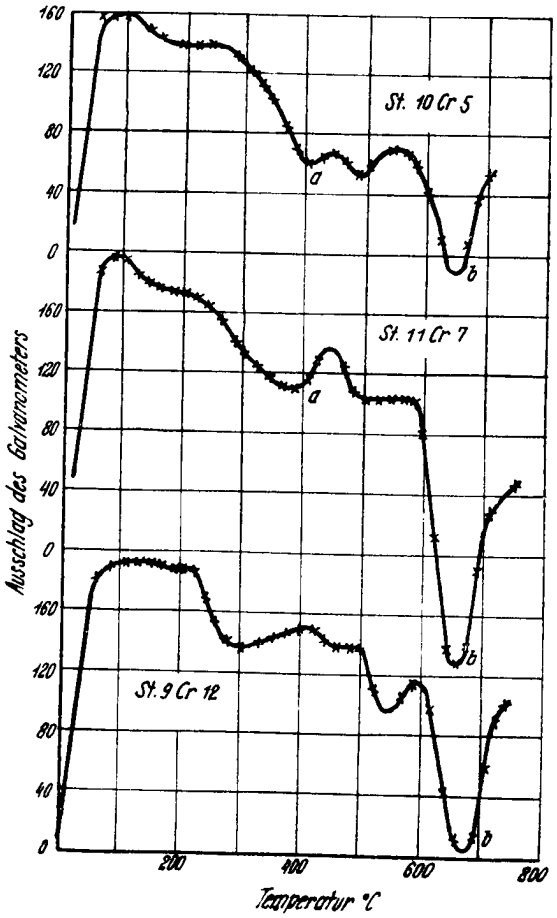

Bild 61. Thermische Anlaßkurven von Cr-Stählen

zeigt haben, bei Cr-Stählen in dem Temperaturbereich von 400° bis 450° C ein. Der hemmende Einfluß des Chroms auf den Martensitzerfall bei niedrigen Temperaturen wächst mit ansteigenden Cr-Gehalten des α-Mischkristalls, was aus der Gegenüberstellung der Kurven in Bild 37 zu ersehen ist.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Gleichzeitig ergeben die Kurven in Bild 60 und 61, daß anfangs der Wärmeeffekt, der dem Zerfall des Restaustenits zugeordnet ist, bei Temperaturen von 280 bis 350° C mit zunehmenden Cr-Gehalten des Stahls infolge Erhöhung der Restaustenitmenge etwas ansteigt und sich gleichzeitig zu höheren Temperaturen verschiebt, um darauf wieder zu fallen. Gleichzeitig ist ein Wärmeeffekt in dem Temperaturbereich von 580 bis 650° C zu beobachten, der mit

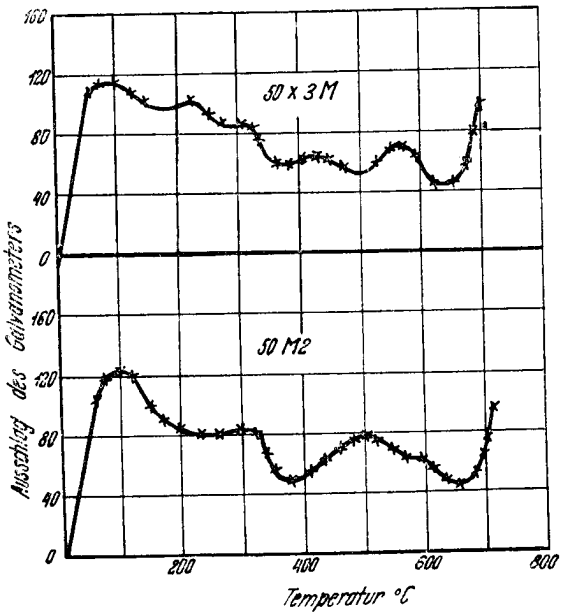

Bild 62. Thermische Anlaßkurven der Sonderstähle »50M2« und »50X3M«

der Erhöhung des Cr-Gehalts im Stahl stark ansteigt. Die mit dem Zerfall von Restaustenit in hochchromhaltigen Stählen verbundene Temperaturerhöhung in dem Temperaturbereich von 280 bis 350° C wird durch die Erhöhung des Widerstandes, den der Restaustenit seinem Zerfall entgegensetzt, bei Erhöhung des Cr-Gehalts im Stahl erklärt. Den Wärmeeffekt bei 580 bis 650° C sucht man durch die komplizierte Kinetik des Zerfalls von überkühltem Restaustenit in Cr-Stählen zu erklären, der bekanntlich zwei Maxima bei 300° C sowie 600 bis 650° C und eine Widerstandszone besitzt. Die Entstehung von zwei Wärmeeffekten beim Zerfall des Restaustenits der Cr-Stähle ist offensichtlich durch eine analoge Kinetik

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

der Umwandlung des Restaustenits der Cr-Stähle [32] zu erklären. Die Erhöhung des Cr-Gehalts steigert die Widerstandsfähigkeit des Restaustenits in der zweiten Umwandlungsstufe, so daß der größte Teil der Umwandlung von Restaustenit beim Erhitzen auf hohe Temperaturen durch Umwandlung der ersten Stufe angedeutet wird. In diesem Zusammenhang sei darauf hingewiesen, daß die Existenzzeit des Restaustenits bei der durch die zweite Stufe angezeigten Umwandlung bedeutend kürzer war als die Inkubationsperiode des Zerfalls des überkühlten Austenits in der zweiten Stufe der Umwandlung derselben Stähle. Deshalb spricht die beobachtete teilweise Umwandlung des Restaustenits bei diesen Temperaturen von einer kleineren Widerstandsfähigkeit des Restaustenits im Vergleich zum überkühlten Austenit derselben Zusammensetzung. Das ist wahrscheinlich auf eine plastische Deformation des Restaustenits und die Bildung von elastischen Spannungen in ihm während der Martensitumwandlung zurückzuführen.

Das zweite karbidbildende Element, dessen Einfluß auf das Anlassen mit Hilfe der thermischen Methode untersucht wurde, war das Molybdän. Für die Versuche wurde der Mo-Stahl »50M2« mit der in Tafel 7 angegebenen Zusammensetzung gewählt. Die Untersuchung ergab, daß in dem Mo-Stahl, der eine komplizierte Zerfallskinetik des überkühlten Austenits mit zwei Maxima aufweist, der Zerfall des Restaustenits ebenfalls bei zwei Temperaturen, und zwar bei der von 350 und 650° C mit einem Zwischenbereich, in dem sich der Restaustenit durch Widerstandsfähigkeit auszeichnet, und bei 400 bis 600° (Bild 62) vor sich geht. Weiter tritt ein Wärmeeffekt bei 570 bis 600° C auf, der auf den Vorzerfall des Martensits bei diesen Temperaturen infolge des hemmenden Einflusses des Molybdäns auf den Zerfall des α-Mischkristalls hinweist.

Interessant ist es, hier den Einfluß der zusätzlichen Legierung des Stahls mit Chrom auf den Anlaßvorgang von Molybdän mit dem Anlaßvorgang, der beim Anlassen des Sonderstahls »50X3M« abläuft (Tafel 7), zu vergleichen. Die thermische Kurve (Bild 62) dieses Stahls läßt erkennen, daß Chrom die Zerfalltemperatur des Restaustenits etwas herabdrückt. Gleichzeitig wird der Wärmeeffekt des Vorzerfalls von Martensit auf 500 bis 525° C verlängert —, an Stelle von 550 bis 600° C beim Sonderstahl »50M2« —, bleibt aber höher als für reinen Cr-Stahl (400 bis 500° C). Mithin ist es wahrscheinlich, daß sich bei einer Cr-Mo-Legierung der Einfluß der Legierungselemente auf das Anlassen von Stahl summiert und von der Art der Legierungselemente und ihrem jeweiligen Gehalt im Stahl abhängig sein wird.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Die thermische Untersuchungsmethode stellt ebenfalls deutlich unter Beweis, daß der Einfluß der nicht karbidbildenden Elemente auf den Verlauf des Anlaßvorgangs nur sehr schwach ist. Die thermische Kurve, die beim Anlassen von Ni-Stahl erhalten wurde, verläuft fast genau so wie die entsprechende Kurve für C-Stahl (Bild 60).

Die Kurve für Ni-Stahl zeigt eindeutig, daß ein zweistufiger Zerfall von Restaustenit und Martensit fehlt. Eine gewisse Verringerung des Zerfallmaximums von Restaustenit bei Ni-Stahl kann man so verstehen, daß Nickel die Zerfallkurven von überkühltem Austenit herabdrückt, während man die allgemeine Vergrößerung des Wärmeeffekts beim Zerfall von Restaustenit auf die Erhöhung der Restaustenitmenge in Ni-Stahl zurückführen kann.

Folgerungen

1. Die thermische Analyse zeigt, daß die beim Anlassen von Sonderstählen ablaufenden Vorgänge ebenso wie bei C-Stählen verlaufen.
2. Die nicht karbidbildenden Elemente üben praktisch keinen Einfluß auf den Martensitzerfall aus, während der Einfluß der karbidbildenden Elemente hauptsächlich auf deren, den Zerfall hemmenden Einfluß beruht.
3. Die in den Arbeiten von *Sadowski* und seiner Mitarbeiter [32] beschriebene Analogie des Zerfalls des überkühlten Austenits und des Restaustenits der legierten Stähle wird bestätigt.

Der Restaustenit in Sonderstählen, der Elemente enthält, die eine komplizierte Zerfallkinetik des überkühlten Austenits mit zwei Maxima bedingen, weist ebenfalls zwei Maxima der Zerfallgeschwindigkeit aus.

4. Dank des elastischen Zustandes des Restaustenits ist sein Widerstand gegenüber dem Zerfall niedriger als der des überkühlten Austenits gleicher Zusammensetzung.

12. Karbidbildung beim Anlassen. Graphitisationserscheinungen

Stähle, die mit Silizium, Kobalt, Wolfram und Molybdän unter bestimmten Bedingungen legiert sind, sind befähigt, graphitisierend zu wirken.

Die Graphitisation derartiger Sonderstähle kann entweder beim Erhitzen auf Temperaturen unterhalb der A_1 und A_{Sf}-Punkte oder beim Erhitzen innerhalb dieses Temperaturbereichs bei Anwendung einer zusätzlichen mechanischen Verbesserung verlaufen. Die

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Graphitisation kann also in legierten Stählen durch Walzen bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen oder durch Glühen unterhalb der kritischen Punkte (Einformung, Rekristallisation) sowie durch das die thermische Behandlung abschließende Anlassen des gehärteten Stahls entstehen. Graphitisationserscheinungen sind bei vielen Sonderstählen schon seit langem bekannt. Mitunter graphitisiert man direkt, um dem Stahl besondere Eigenschaften zu geben, stellt also graphitisierten Stahl her. In anderen Fällen ist jedoch der Verlauf der Graphitisierung unerwünscht, da sie Schwarzbruch hervorruft und zur Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften des Stahls führt.

Die Faktoren, die zur Entstehung von Graphit führen, sind ebenso wie der Mechanismus der Graphitbildung noch nicht ausreichend erforscht worden. Wenn auch der Diffusionscharakter der Graphitisierung, der in den α- und γ-Mischkristallen verläuft, auf Grund vieler neuer Arbeiten hinreichend geklärt ist, so ist der Ausgang des Prozesses, die Rolle der Keimbildung des Graphits und die ihn erzeugenden Faktoren noch nicht endgültig geklärt.

Im allgemeinen erklärt man die Graphitisierung durch die Unbeständigkeit (Instabilität) des Zementits, die zur Ausscheidung von Graphit zum Zerfall führt. *A. S. Sawjalow* und *A. P. Guljajew* erklären die Erscheinung der Graphitisierung in Stählen durch die Änderung der Bindungskräfte zwischen den Eisen-Atomen und den Kohlenstoff-Atomen im Zementit. Mit der Verringerung der Bindungskräfte wird die Graphitisierung beim Erhitzen erleichtert. Je näher die Erhitzungstemperatur an den kritischen Bereich heranrückt, desto intensiver müßte die Graphitisierung mithin verlaufen.

Den Einfluß der Legierungselemente führt *A. P. Guljajew* auf Ab- oder Zunahme der Bindungskräfte im Zementit zurück. Der Einfluß einer mechanischen Verformung und des vorangegangenen Härtens auf die Beschleunigung der Graphitisierung erklärt man im allgemeinen mit der Verformung des Zementits oder durch seine Zerkleinerung und Zerstörung durch deformierende Kräfte.

Kennzeichnend für diese Ansichten ist die Überzeugung, daß das Wesen der Graphitisierung ausschließlich durch Natur, Aufbau und Eigenarten des Zementits bedingt ist. Dabei findet die feste Lösung bei diesen Vorgängen und bei denen, die in ihr selbst verlaufen, keine Beachtung.

Die Verfasser stellten sich daher die Aufgabe, die Eigenarten der Graphitisierung beim Anlassen von Stählen, deren Gefüge nach dem Härten keinen freien Zementit enthalten, zu ermitteln. Darüber hinaus sollten die Graphitisierungsbedingungen für ge-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

härteten Stahl mit denen für geglühten und plastisch verformten Stahl verglichen werden.

Als Versuchsmaterial wurde der handelsübliche C-Stahl »70C3« gewählt. Die Versuchsproben wurden bei verschiedenen Temperaturen im subkritischen Intervall (475 bis 700° C) einer Graphitisierung unterzogen. Die Proben lagen (vor der Graphitisierung) in einem unterschiedlichen Ausgangszustand vor:

1. geglühter Stahl mit Perlitstruktur,
2. geglühter, kaltverformter Stahl
   (Kaltverformung zwischen 10 und 40 %),
3. gehärteter Stahl (mit Martensit-Austenit-Struktur).

Das Glühen der Proben im subkritischen Temperaturbereich zeigte, daß der geglühte Stahl am langsamsten graphitisiert wird. Etwas schneller verläuft die Graphitisierung bei kalt verformtem Stahl, wobei nur eine Kaltverformung von etwa 40 % einen merkbaren Unterschied im Verlauf der Graphitisierung bewirkt. Am intensivsten verläuft die Graphitisierung bei einem gehärteten Stahl.

Härten in Wasser oder in Öl bewirkt einen merklichen Unterschied, ebenso wie zehnstündiges Anlassen auf niedrige Temperaturen im Bereich von 180 bis 350° C, das zur Beseitigung von inneren Spannungen durchgeführt wurde. Die Graphitisierungskurven zeigen den für Diffusionsvorgänge charakteristischen Verlauf (Bild 63).

Die Feingefügeuntersuchung zeigt, daß die Einformung des Zementits und die Graphitisierung in dem Perlitstahl 70C3 gleichzeitig verlaufen, und zwar erfolgt die Einformung des Zementits ebenso wie die Graphitisierung von siliziumhaltigem Stahl sehr langsam. Ein merklicher Ablauf dieser Vorgänge ist nur bei 650° C zu beobachten. Bei 700° C verlaufen sie mit beachtlicher Geschwindigkeit.

Eine vorausgegangene Kaltverformung des Stahls beschleunigt die Einformung etwas, ihr Einsetzen kann bereits bei niedrigeren Temperaturen beobachtet werden.

Tritt z. B. bei 200stündigem Anlassen des Perlitstahls keine Einformung ein, dann kann diese nach einer vorausgegangenen Kaltverformung schon nach 100stündigem Anlassen auf 475° C beobachtet werden. Eine Erhöhung der Temperatur auf 700° C verstärkt den Vorgang der Graphitisierung und Einformung wesentlich. Graphit wird an den Grenzen der Perlitkörner ausgeschieden. Bei Vorhandensein von Zementitkorn schließt sich Graphit oft unmittelbar an Zementit an. Mit der Verringerung des Anteils an Zementitlamellen verringert sich die Menge der Graphiteinschlüsse.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Die Graphitisierung von Martensit bedingt eine große Graphitisierungsgeschwindigkeit. Der Graphit erscheint in gehärteten Stählen in Form feinerer Einschlüsse, als sie bei der Graphitisierung des Perlits erhalten werden. Bisher ist es noch nicht gelungen, den Verteilungscharakter der Einschlüsse zu erforschen. Auf chemischem Wege wurde Graphit bei 475° C festgestellt; die ausgeschiedene Menge vergrößerte sich mit der Erhöhung der Temperatur. Die große Graphitisierungsgeschwindigkeit, die der übersättigte α-Mischkristall — der Martensit — zur Graphitisierung erfordert, zwingt

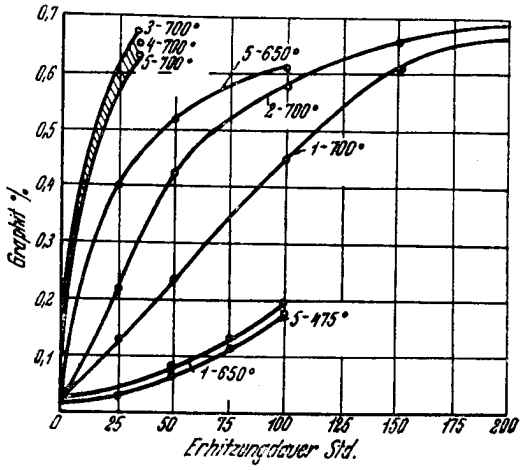

Bild 63. Einfluß der Anlaßdauer beim Anlassen bei 700° C auf den Graphitgehalt des Versuchsstahls: 1 — Ausgangszustand der Versuchsprobe; 2 — nach Kaltverformung von 40 %; 3 — gehärtet in Wasser und angelassen bei 180° C, 10 Std.; 4 — gehärtet in Wasser; 5 — gehärtet in Öl

die Ursachen der Graphitisierung in den Bedingungen, die zum Zerfall der übersättigten Lösung führen, insbesondere bei Umwandlungen beim Anlassen von siliziumhaltigem Stahl, zu suchen.

Der gehärtete Si-Stahl weist bekanntlich verschiedene charakteristische Umwandlungen beim Anlassen auf. Die wichtigsten davon sind: die Erhöhung der Temperatur der Umwandlung von Fe_xC in Fe_3C auf 400 bis 450° C, gegenüber einer solchen von 250° bis 300° C für C-Stahl, und die geringere Geschwindigkeit, mit der sich die Bildung von Karbid vom Zementittyp vollzieht.

Die Temperaturerhöhung der Karbid-Umwandlung in Si-Stählen

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

wird durch die durchgeführten magnetischen Untersuchungen eindeutig durch das Auftreten des A_0-Punktes bestätigt. Als weitere Bestätigung kann die Änderung der Koerzitivkraft der Proben, die auf verschiedene Temperaturen angelassen wurden, gewertet werden (Bild 64).

Die Bildung von Zementit in Si-Stählen unterscheidet sich hiernach von der in C-Stählen (Bild 65).

Die summarischen Kurven zeigen, daß die Bildung von Karbid vom Zementittyp in Si-Stählen langsamer verläuft als in C-Stählen. Zur Klärung der Wechselwirkung zwischen Graphitisierung und Karbidumwandlung sowie zur Feststellung von Einzelheiten der Umwandlung beim Anlassen wurden noch dilatometrische Messungen in parallelen Reihen mit C-Stahl und mit Si-Stahl durchgeführt. Die Eigenart der dilatometrischen Untersuchung bestand in folgendem:

Als Eichprobe diente jeweils eine Probe desselben Stahls im geglühten Zustand.

Die Si-Stahlproben wurden nach dem Härten bei 900° C in Öl, in flüssigem Stickstoff zwecks Herabsetzung der Restaustenitmenge behandelt; nach dem Abschrecken in flüssigem Stickstoff sank der Austenitanteil auf 5 bis 7 %.

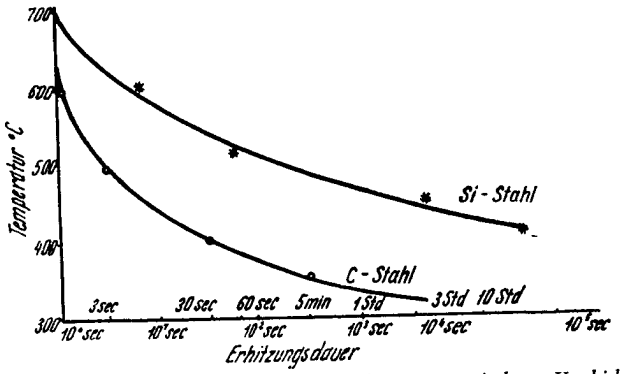

Bild 65. Verlauf der Bildung von ferromagnetischem Karbid in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur

Beim Erhitzen der Proben im Dilatometer wurden während der Umwandlung isothermische Messungen zwecks Ermittlung der Umwandlungsgeschwindigkeit durchgeführt. Diese Untersuchungen zeigten, daß der allgemeine Charakter der Umwandlungen in den Stählen hinsichtlich der Geschwindigkeit des Ablaufs und der Temperaturgrenzen, innerhalb der sie verläuft, verschieden ist. Ein

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Vergleich der Kurven zeigt (Bild 66), daß Silizium die Temperaturgrenze der ersten Umwandlung — des Martensitzerfalls — praktisch nicht ändert, sondern diese eher etwas beschleunigt (Abschnitt AB) und die Zerfalltemperatur etwas niedriger liegt.

Die zweite Umwandlung — der Austenitzerfall — ist beim C-Stahl deutlich und beim Si-Stahl fast unmerkbar ausgedrückt. Die dritte Umwandlung — die Karbidumwandlung — wird auf der Dilatometer-Kurve deutlich als Verkürzung der Versuchsprobe er-

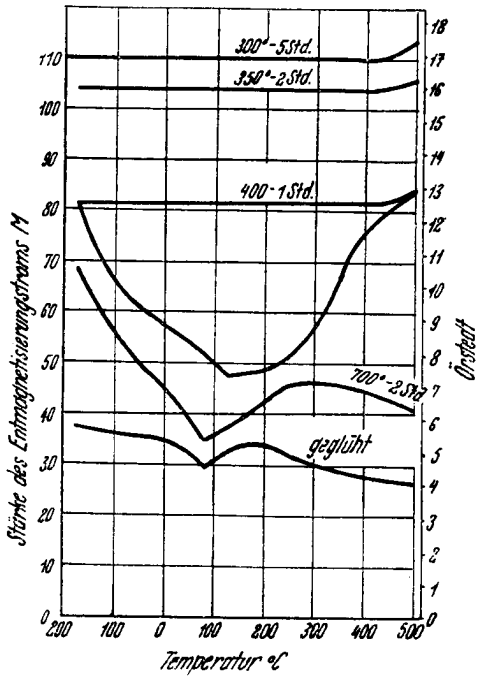

Bild 64. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Koerzitivkraft des C-Stahls »7oC3«

kennbar. Die Temperaturgrenzen der Umwandlung (275 bis 300° C) für C-Stahl und 420 bis 450° C für Si-Stahl sind stark unterschiedlich. Ebenso verschieden ist auch die Umwandlungsgeschwindigkeit: für den C-Stahl beträgt die Umwandlungsdauer 150 Minuten, für den Si-Stahl dagegen 7 Stunden. (Abschnitt WG der Kurve.)

Am markantesten erscheint für die Lösung der gestellten Aufgabe der Abschnitt GD der Kurve. Beim C-Stahl erfolgt eine

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Verkürzung der Versuchsprobe, sie dauert bis 650° C, bei einer Haltezeit von 1 Stunde.

Bei Si-Stahl ist ebenfalls eine allmählich fortschreitende Längenabnahme zu verzeichnen, die nach dem Erreichen von 650° C aufhört. Die Abmessungen bleiben dann im Verlauf von 10 Minuten zunächst unverändert; anschließend setzt eine Vergrößerung der Stababmessungen ein, die auf Graphitisierung zurückzuführen ist.

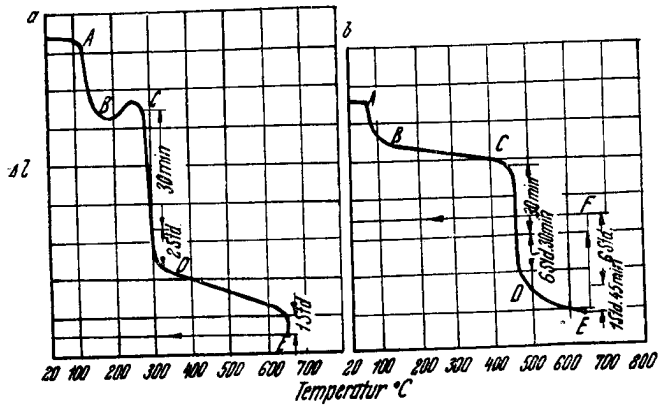

Bild 66. Dilatometerkurven, erhalten mit einer Erhitzungsgeschwindigkeit von 2°/Min. von in Öl gehärteten C-Stählen und Si-Sonder-Stahl; a — C-Stahl »Y10«; b — Si-Stahl »70C3«

Der Charakter der Kurvenänderung bei Si-Stahl weist darauf hin, daß für die Graphitisierung bei der gegebenen Temperatur keine hinreichend lange Haltezeit zur Verfügung stand. Ein praktisch stetig verlaufender Übergang der Karbidumwandlung zur Graphitisierung zeugt von den vorhandenen Graphitzentren, die sich gleichzeitig mit der Karbidumwandlung gebildet und dadurch die Längenabnahme der Versuchsprobe kompensiert haben.

Die Überprüfung der Wechselwirkung zwischen Karbidumwandlung und Graphitisierung, die sich aus den durchgeführten Versuchen ergab, erfolgte beim Erhitzen der gehärteten Stahlversuchsproben.

Isothermes Erhitzen bei der Temperatur der Karbidumwandlung geht bis zu ihrem praktisch vollständigen Verlauf und führt bei weiterem schnellen Erhitzen bis auf 650° C zu einem intensiven Verlauf der Graphitisierung (Bild 67).

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Anlassen (7 Stunden auf 350° C) auf Temperaturen unterhalb der Temperatur der Karbidumwandlung und darauf folgendes schnelles Erhitzen führt ebenso wie ein einfaches schnelles Er-

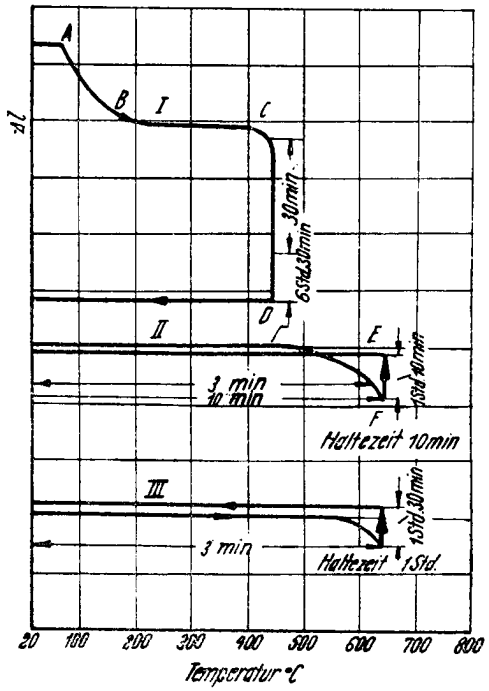

Bild 67. Dilatometerkurven, erhalten bei dem gehärteten Stahl »70C3«
I — langsames Erhitzen in 7 Std. bis 450° C; II — schnelles Erhitzen derselben Versuchsprobe bis 650° C; III — schnelles Erhitzen einer Versuchsprobe, die bei 7 Std. mit 350° C bis auf 650° C angelassen wurde

hitzen zu einer Verlangsamung der Graphitisierung (Bild 68). Bis zum Beginn der Graphitisierung beobachtet man ein Stillhalten während 1 Stunde anstatt 10 Minuten; die weitere Graphitisierung verläuft langsamer als beim Halten im Gebiet der Karbidumwandlung.

Die Versuche haben gezeigt, daß die vollständige Karbidumwandlung die Graphitisierung beim Anlassen beschleunigt. Hier-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

aus folgt, daß die Karbidumwandlung gleichzeitig die Graphitisierung vorbereitet, wofür offensichtlich die bei der Karbidumwandlung gebildeten Keime sprechen. Dieser Umstand ist also die Ursache der intensiveren Graphitisierung eines gehärteten Stahls.

Die angeführten Resultate gestatten den Graphitisierungsverlauf von Si-Stählen wie folgt darzustellen: Bei Gegenwart von Silizium beginnt die Ausscheidung von Karbid Fe_xC beim Anlassen des

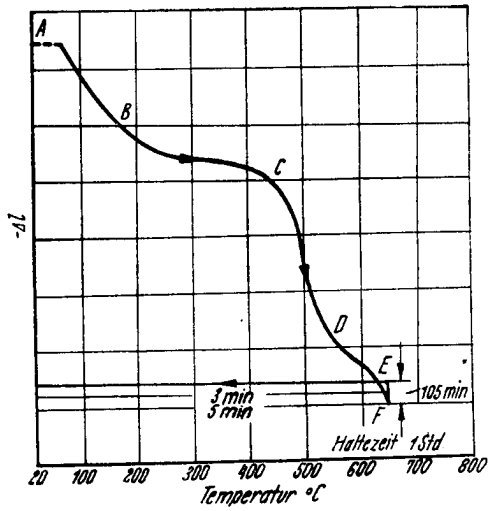

Bild 68. Dilatometerkurve des in Öl gehärteten Stahls »70C3«

übersättigten α-Mischkristalls etwa bei denselben Temperaturen wie in C-Stählen. Das Fe_xC-Karbid der Sonderstähle ist jedoch widerstandsfähiger als das Fe_xC-Karbid der C-Stähle. Die Karbidumwandlung beginnt bei Si-Stählen bei höheren Temperaturen und verläuft langsamer. Während der Karbidumwandlung, die als Diffusionsvorgang verläuft, wird die Graphitisierung vorbereitet. Die Vollständigkeit der Karbidumwandlung bestimmt die Geschwindigkeit der Graphitisierung; je vollkommener die Umwandlung ist, um so schneller verläuft die Graphitisierung.

In diesem Fall sind nicht die Bindekräfte des Kohlenstoffs und des Eisens im Zementit wichtig, sondern die Bindekräfte des Eisens und des Kohlenstoffs in dem α-Mischkristall. Silizium vergrößert

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

in der festen Lösung die Bindekräfte Eisen—Silizium und schwächt die Bindekräfte Eisen—Kohlenstoff. Aus diesem Grunde können die C-Atome entweder zur Bildung der Karbide oder zur Bildung der Graphitzentren dienen. Nimmt man an, daß das Karbid Fe_xC weniger Kohlenstoff enthält als der Zementit, dann wird gleichzeitig eine Anreicherung dieses Karbids mit Kohlenstoff stattfinden, die durch die Geschwindigkeit, mit der bestehende Karbidzentren wachsen oder gleichzeitig gebildet werden, bedingt ist. Dieser Umstand führt zu einer gewissen Verzögerung der Graphitisierung im Vergleich zur Karbidbildung, die sofort nach der Karbidumwandlung durch Diffusion beim Vorhandensein von Graphitkeimen beginnen müßte.

Unter der Annahme, daß das Karbid mehr Kohlenstoff als der Zementit enthält, ist die Bildung der Graphitzentren durch die Ausscheidung des Kohlenstoffes aus der übersättigten Lösung im Zementit bedingt. In diesem Fall müßte die Zunahme der bei der dilatometrischen Untersuchung ermittelten Graphitzentren gegenüber der Karbidumwandlung zeitlich ebenfalls zurückbleiben.

Härten beschleunigt die Graphitisierung auf Kosten der Diffusionsvorgänge als Ergebnis der Karbidumwandlung bei geschwächten Bindekräften Eisen—Kohlenstoff in dem α-Mischkristall bei 450° C.

Eine ähnliche Erscheinung kann auch beim Glühen des Stahls beobachtet werden. Den Diffusionsvorgang löst in diesem Fall die Einformung aus, die gleichzeitig mit der Graphitisierung verläuft. Diese Annahme wird auch durch die Bildung von Graphitzentren an den Zementit-Korngrenzen durch Kohlenstoffübertragung infolge von Diffusion bestätigt; in hoch siliziumhaltigen Stählen kommt es oft vor, daß das Zementitkorn allmählich vom Graphit umhüllt wird.

Eine gewisse Beschleunigung der Graphitisierung in kalt verformtem Stahl kann man durch Diffusionsstöße erklären, die bei der Bildung von Graphitisierungszentren auftreten, und die mit der Rekristallisation im Zusammenhang stehen.

Folgerungen

1. Si-Stahl der Marke »70C3« graphitisiert am stärksten beim Anlassen.

2. Die Graphitisierung ist mit der Karbidumwandlung verbunden.

3. Die Stärke der Graphitisierung ist durch die Vollständigkeit der Karbidumwandlung bedingt. Je vollkommener die Karbid-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

umwandlung ist, desto größer ist die Graphitisierungsgeschwindigkeit beim Erhitzen.

4. Dabei wird vorausgesetzt, daß in Si-Stählen bei der Karbidumwandlung günstige Bedingungen für die Bildung von Keimen — Graphitzentren — vorhanden sind.

13. Karbidbildung beim Zerfall des Restaustenits

Die Karbidbildung durch Zerfall des Restaustenits beim Erhitzen von gehärtetem Sonderstahl kann auf folgende Art dargestellt werden:

Die beim Zerfall des Austenits sich bildende neue Karbidphase muß, hinsichtlich Entstehung und Umfang, mit der Ausgangsphase des Austenits übereinstimmen.

Die Strukturanalyse der verschieden zusammengesetzten Karbide läßt die Schlußfolgerung zu, daß der Struktur des Austenits das Karbid vom Zementittyp am nächsten kommt. Der Zusammensetzung nach unterscheiden sich komplizierte Karbide in ihrem Raumgitter wesentlich von dem des Austenits.

Dieser Umstand deutet an, daß sich beim Zerfall von erhitztem und legiertem Austenit in erster Linie ein Karbid vom Zementittyp bilden kann. Das entstehende Zementit-Karbid stellt eine metastabile (Zwischen)-Phase dar. Ist die Anlaßtemperatur hinreichend niedrig, dann kann der Austenit und die gebildete Karbidphase ziemlich lange im gegenseitigen Gleichgewicht verbleiben. Reicht die Erhitzungstemperatur für die Diffusion des Elements, dann wird das nächste Stadium des Vorgangs die Anreicherung des Karbids mit dem Legierungselement sein. Eine solche Anreicherung verläuft auf dem Wege der Diffusion infolge der Verteilung der Legierungselemente zwischen der Grundphase und den Karbiden.

Die Anreicherung der Karbide hängt von der Anlaßtemperatur und der -zeit ab und führt als Endergebnis zu einer vollkommenen Sättigung des Karbids, also zu einem Gleichgewicht zwischen der Grundphase und den Karbiden und zur Bildung stabiler Sonderkarbide.

Die Karbidanreicherung kann auf Grund der Literaturangaben durch eine steilansteigende Kurve (Bild 69) dargestellt werden. Die Geschwindigkeit des Vorgangs kann — abgesehen von der Temperatur und der Zeitdauer — auch von dem Legierungsgrad des Austenits und von der Diffusionsfähigkeit des Elements unter den gegebenen Bedingungen — also von der Diffusionsgeschwin-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

digkeit — abhängen, doch gibt es sehr wenige Versuchsarbeiten über dieses Problem. Das einzige Werk, das über solche Versuche berichtet, ist das von *Portevin* und *Chevenard*, das aus dem Jahre 1931 stammt und Zweifel bezüglich seiner Ergebnisse erweckt, weil es von dem von uns geschilderten Verlauf des Vorgangs abweicht. Die genannten Verfasser untersuchten einen Cr-Stahl mit 1,5 bis 2,25 % Cr und einen Mn-Stahl mit 1,5 % C und 2,05 % Mn, die auf Austenit gehärtet waren. Nach siebenstündigem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen wurde die Änderung der Zusammensetzung der Karbide, auf Grund der Verschiebung der Lage des magnetischen Umwandlungspunktes, des A_0-Punktes des Karbids, mit Hilfe von magnetischen Messungen ermittelt.

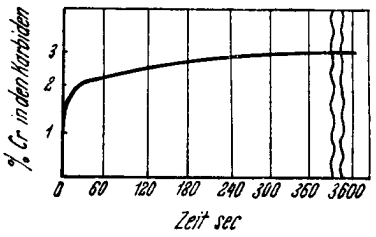

Bild 69. Änderung der Zusammensetzung der Karbide beim Zerfall von Austenit bei 600° C in Cr-Stahl mit 1,54 % C und 1,16 % Cr

Die Untersuchung zeigte, daß sich die Verteilung der Legierungselemente auf feste Lösung und Karbide in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur ändert. Der allgemeine Charakter der Änderung der Zusammensetzung der Karbide ruft jedoch Zweifel hervor (Bild 70).

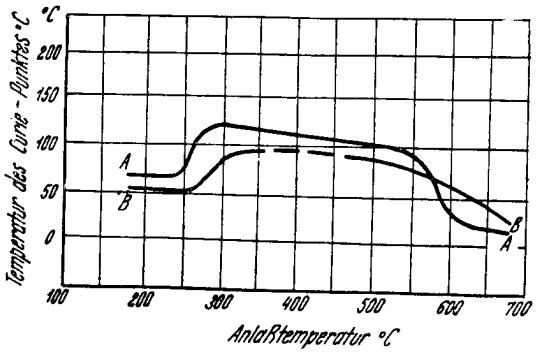

Bild 70. Abhängigkeit der Lage des A_0-Punktes von der Anlaßtemperatur des auf Austenit gehärteten Stahls (nach Portevin und Chevenard); A — Mn-Stahl; B — Cr-Stahl

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Der linke Teil der Kurven, der den bei niedrigen Temperaturen erhaltenen Anlaßkurven entspricht, zeigt, daß sich bei 200° C mehr legierte Karbide bilden als beim Anlassen auf 300° C, was unwahrscheinlich ist. Die französischen Verfasser erklären dies damit, daß die Karbidbildung im Austenit in den Abschnitten mit einer erhöhten Konzentration an Kohlenstoff und Legierungselementen beginnt.

In Übereinstimmung mit diesen Kurven müßte bei einer Erhöhung der Anlaßtemperatur zuerst eine Diffusion des Chroms aus den Karbiden in die feste Lösung und bei Erhöhung der Temperatur umgekehrt ein Übergang der Cr-Atome in die Karbide einsetzen. Außerdem verläuft hier die Anreicherung der Karbidphase in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur verhältnismäßig träge und wird bei 550 bis 600° C unausreichend verstärkt. Neben den Unklarheiten, welche die Arbeit von *Portevin* und *Chevenard* aufweist, ist auch die Frage der Reihenfolge, in der die Karbide gebildet werden, nicht geklärt. Ist das stabile Karbid ein Produkt der allmählichen Anreicherung des Zementits mit einem Legierungselement, oder entsteht es selbständig in einer bestimmten Anlaßstufe?

Unsere Arbeit hatte den Zweck, die Änderung der Zusammensetzung einer Karbidphase zu erforschen, die sich beim Anlassen von Austenit in Cr-Stählen bildet sowie ein allgemeines Schema für diesen Vorgang aufzustellen. Als Untersuchungsverfahren wurde, ebenso wie beim Anlassen des Martensits, die magnetische Feststellung der Lage des A_o-Punktes der Karbidphase (*Curie*-Punkt) gewählt.

Untersucht wurden drei in einem basischen Hochfrequenzofen erschmolzene Cr-Stähle mit folgender Zusammensetzung.

Stahl	C %	Cr %	Ni %	Mn %	Si %
St 2	1,30	1,92	0,37	0,30	0,32
St 3	1,31	2,79	0,36	0,15	0,37
St 5	0,97	4,78	0,36	0,23	0,27

Die Versuchsproben wurden aus dem jeweils geschmiedeten und geglühten Stahl hergestellt. Sie wurden bei 1100 bis 1150° C lösungsgeglüht und anschließend in Öl gehärtet. Der Austenitanteil der 3 Stähle betrug nach dem Härten: in St 2 70 bis 80 %, in St 3 85 bis 90 % und in St 5 80 %. Proben mit einem Austenitgehalt unter 75 % wurden nicht untersucht.

Das Anlassen erfolgte in einem Temperaturbereich von 200 bis 700° C; die Anlaßdauer war verschieden; sie wurde auf Grund der

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

vorangegangenen dilatometrischen Untersuchungen und auf Grund von Angaben über die Widerstandsfähigkeit des Austenits gewählt.

Bei Temperaturen unter 300° C war die Widerstandsfähigkeit des Austenits so groß, daß es sogar bei langer Einwirkung nicht zum Zerfall kam. Bei 300° C erfolgt der Zerfall ungewöhnlich langsam; in einem Stahl mit 3 % Cr tritt er bei 200° C nicht vor 60 Stunden und bei 250° C nicht vor 10 Stunden ein.

Da alle Untersuchungen das gleiche Umwandlungsbild ergaben, seien nur die bei dem Cr-Stahl mit 2 % Cr erhaltenen Ergebnisse besprochen. Beim Anlassen dieses Stahls auf Temperaturen von 300 bis 400° C bildet sich ein Chromkarbid vom Zementittyp,

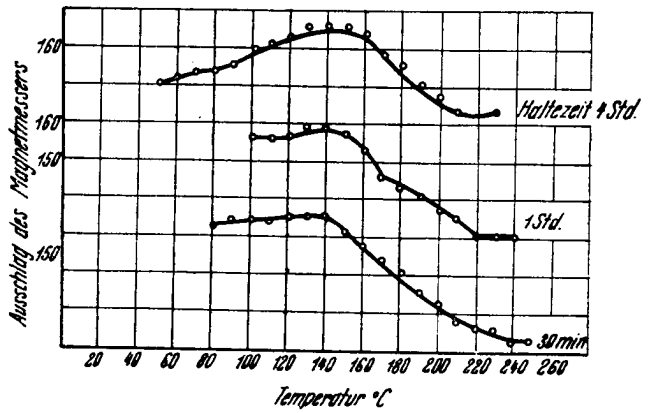

Bild 71. Magnetische Umwandlung von gehärtetem Cr-Stahl beim Anlassen auf 380° C

das im Mittel 2 % Cr enthält, da das Intervall von *Curie* in Bereichen von 140 bis 210° C (im Mittel 170° C) liegt und jedes Prozent Chrom den A_o-Punkt um 20° C herabsetzt.

Es ist offensichtlich, daß die sich bildenden Karbide von verschiedener Zusammensetzung das Umwandlungsbereich stark erweitern (Bild 71). Die Entstehung von Karbiden mit unterschiedlicher Zusammensetzung ist vollkommen natürlich und kann durch Unhomogenität der Austenit-Zusammensetzung erklärt werden. Umgekehrt ist aber auch klar, daß diese Unhomogenität nicht zur Bildung von genügend reichen Karbiden führen kann, wie das *Portevin* und *Chevenard* behaupten, was aus der Lage des Intervalls von *Curie* ersichtlich ist.

Die Erhöhung der Haltezeit bei 300° C auf 30 Stunden und

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

bei 380° C auf 12 Stunden führt zu keiner merklichen Änderung der Karbid-Zusammensetzung, es tritt nur ein gewisser Ausgleich in der Zusammensetzung auf Kosten des verringerten Anteils an ärmeren Karbiden ein. Die magnetische Umwandlung wird deutlicher und der Umwandlungsbereich verschiebt sich in der Richtung zu niedrigeren Temperaturen. Noch eindeutiger kommt das bei 380° C zum Ausdruck. Karbide von anderem Typ bilden sich bei den gegebenen Temperaturen nicht, da die Untersuchungen, die bei Temperaturen unter Null durchgeführt wurden, keine zusätzliche magnetische Umwandlung der Karbidphase gezeigt haben.

Bei Erhöhung der Anlaßtemperatur entstehen die Karbide in derselben Reihenfolge; die Karbidbildung wird lediglich etwas beschleunigt. Steigt jedoch die Anlaßtemperatur über 550° C, dann wird — abgesehen von der beschleunigten Anreicherung der Karbidphase ähnlich wie beim Anlassen auf niedrige Temperaturen — eine bedeutende Erhöhung des Anreicherungsgrades beobachtet. Das drückt sich darin aus, daß sich unter bestimmten Verhältnissen neue Karbidgruppen mit einem größeren Cr-Gehalt bilden. In der Zeit, in der die Menge der chromreichen Karbide zunimmt, nimmt die Menge der chromarmen Karbide ab. Dieser Verlauf wird durch die allmähliche Verlegung der magnetischen Umwandlung auf Temperaturen über Null bis zum Verschwinden des A_o-Punktes auf Temperaturen unter Null angezeigt. Bei hinreichend langer Einwirkungsdauer verschwindet dann auch der A_o-Punkt unter Null, was das Erreichen einer Grenzsättigung der Karbidphase voraussetzt. Sie hat also die dem trigonalen Chromkarbid entsprechende Zusammensetzung erreicht, das keine magnetische Umwandlung besitzt (Bild 72). Die Versuche haben somit kein klares Bild über die Reihenfolge der Karbidbildung ergeben, da bei einer Erhöhung der Anlaßtemperatur und einer kurzzeitigen, nur minutenlangen Einwirkung beide Karbidtypen auftauchten. Die Reihenfolge der Karbidbildung tritt deutlich bei einem stufenweisen Anlassen in Erscheinung: Angelassen bei 380° C 1 Stunde, darauf bei 600° C 3 Stunden, 5, 10 und 60 Minuten (Bild 73). Dieser Versuch zeigt die Reihenfolge, in der sich die Karbidphase bis zur Sättigung mit Chrom anreichert und die Bildung der trigonalen Chromkarbide, die keine magnetische Umwandlung besitzen.

Die Zeitdauer der Anreicherung der Karbidphase hängt von der Anlaßtemperatur und von der Zusammensetzung des Stahls ab. Zu einer merklichen Karbidanreicherung bis zum Grenzwert kommt es bei schwach legierten Cr-Stählen mit 2 % Cr bereits bei 560° C, doch verläuft dieser Vorgang bei 560° C nur langsam; nach 9stün-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

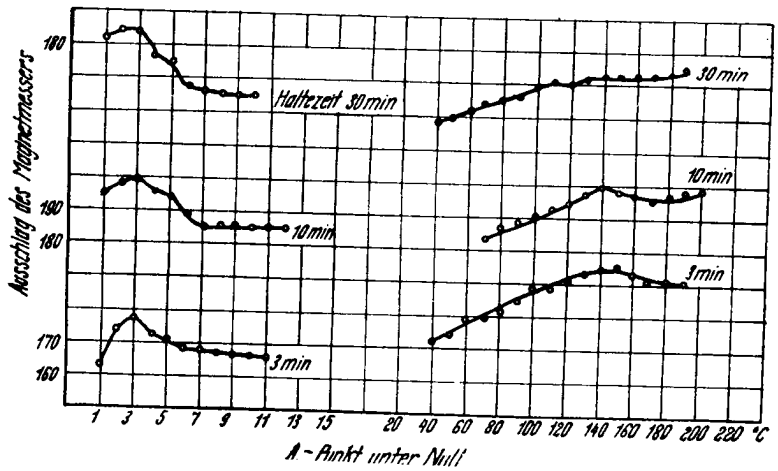

Bild 72. Magnetische Umwandlung von Cr-Stahl beim Anlassen auf 680° C

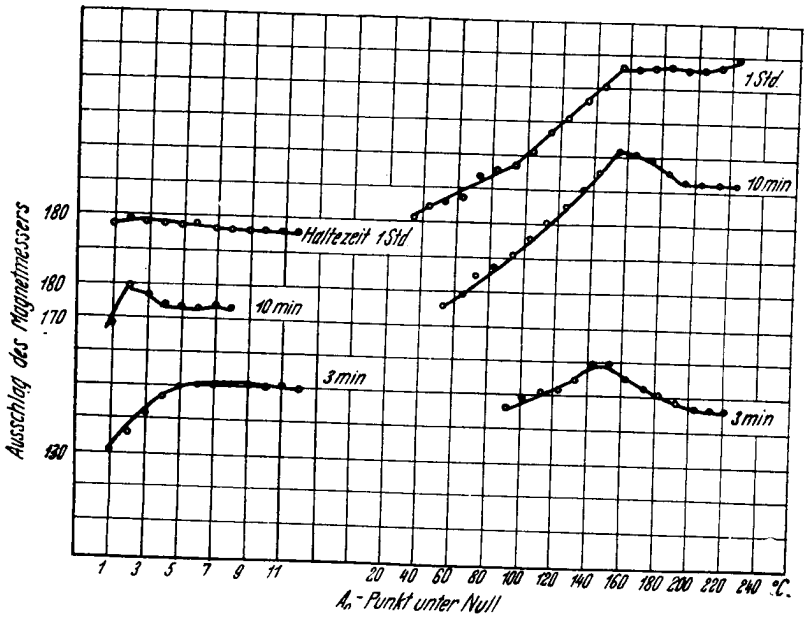

Bild 73. Magnetische Umwandlung von Cr-Stahl beim Anlassen auf 380° C; Haltezeit 1 Std., angelassen bei + 600° C — 3 Min., 10 Min. und 1 Std.

7*

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

diger Erhitzung kommt es bei dieser Temperatur zum Verschwinden des A_o-Punktes. In dem Temperaturbereich zwischen 650° und 680° C verschwindet der oberhalb Null liegende A_o-Punkt verhältnismäßig schnell nach etwa 30 Minuten. In dem Versuchsstahl beobachtet man dann schon verhältnismäßig chromreiche Karbide nach einer Anlaßdauer von 3 Minuten. Die stattfindende Anreicherung der Karbidphase überdeckt den Entstehungsprozeß des chromreichen Karbids; beide Prozesse verlaufen gleichzeitig. Die Umwandlung chromreicher Karbide unter Null kann man von 580° C an beobachten, und zwar tritt sie bei dieser Temperatur nach 12 Minuten in Erscheinung; jede Erhöhung der Anlaßtemperatur intensiviert diesen Vorgang. Anlassen bei 700° C reichert die Karbide so rasch bis zum Grenzwert an, daß die magnetische Um-

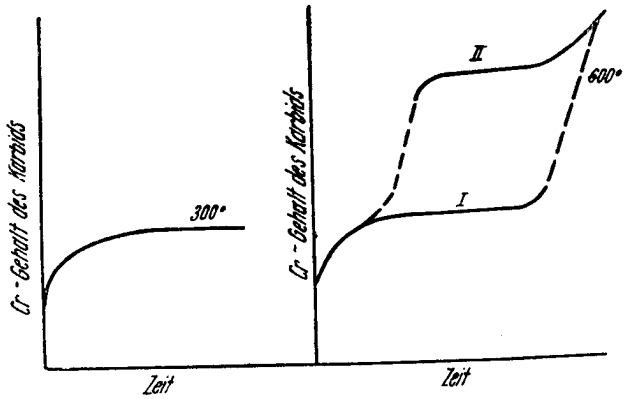

Bild 74. Allgemeines Schema der Anreicherung der Karbidphase beim Austenit-Zerfall

wandlung sogar bei kurzer Einwirkungsdauer in dem gesamten Temperaturbereich nicht zu beobachten ist.

Die Erhöhung des Cr-Gehaltes im Stahl führt zur Bildung chromreicherer Karbide. Bei einem Stahl mit 3 % Cr, der in seiner Zusammensetzung dem Stahl 3 entspricht, liegt der A_o-Punkt der Karbidphase bei 120° C. Die Anreicherungsgeschwindigkeit dieses Stahls ist bedeutend höher als die des zuerst untersuchten. Bereits nach 30 Minuten Anlassen bei 540° C liegt der magnetische Umwandlungspunkt der Karbide unterhalb Null. Nach 5 Minuten Anlassen auf 600° C beobachtet man die volle Sättigung. Die Ver-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

suche haben somit gezeigt, daß die Anreicherungsgeschwindigkeit der chromreichen Karbidphase beim Austenitzerfall bedeutend ist. Sie ist höher als die der Karbidphase beim Martensitzerfall.

Folgerungen

1. Die Bildung der Karbidphase kann durch eine Kurve dargestellt werden, die bei niedrigen Anlaßtemperaturen eine stetige und bei hohen Anlaßtemperaturen eine sprunghafte Anreicherung zeigt (Bild 74).

2. Anlaßtemperaturen zwischen 600 und 700° C gewährleisten das Erreichen des Grenzwertes der Anreicherungsgeschwindigkeit der Karbidphase — der zur Bildung eines Sonderkarbides führt. Die Anreicherungsgeschwindigkeit des Karbids ist unter den gegebenen Verhältnissen dermaßen hoch, daß sie in wenigen Minuten zur Bildung des stabilen trigonalen Chromkarbids verhilft. In Stählen mit > 3 % Cr entstehen diese innerhalb weniger Sekunden.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

III. Das Anlassen von legiertem Stahl

Martensit und Restaustenit des gehärteten legierten Stahls stellen im Gegensatz zu den gleichen Gefügebestandteilen des C-Stahls sogenannte Doppellösungen dar. Einerseits sind sie durch die Einwanderung von Kohlenstoff in das α- oder γ-Eisen gekennzeichnet, andererseits sind die Fe-Atome des Raumgitters des α- oder γ-Eisens mit Atomen der Legierungselemente besetzt.

Die im Raumgitter des Martensits und des Restaustenits vorhandenen, ihrer Natur nach unterschiedlichen Atome der Legierungselemente üben einen bestimmten Einfluß auf den Anlaßvorgang und auf die Eigenschaften des Anlaßgutes aus.

Aus vorstehenden Ergebnissen kann man folgern, daß sich der Einfluß der Legierungselemente beim Anlassen von Sonderstahl in zwei grundlegenden Richtungen bemerkbar macht: nämlich einmal auf den Martensitzerfall, also auf die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall und auf die Diffusion des Kohlenstoffs in den α-Mischkristall, und zum andern auf die Verteilung der Legierungselemente auf feste Lösung und Karbide. Das Verhalten des gehärteten Stahls beim Anlassen und dessen Eigenschaften hängen von den zwischen diesen Faktoren bestehenden Beziehungen ab.

14. Verlauf der Kohlenstoffausscheidung aus dem α-Mischkristall

Der Zerfall des Martensits beim Anlassen von Sonderstählen besteht, ebenso wie der beim Anlassen von C-Stählen aus mehreren aufeinander folgenden, sich teilweise überdeckenden Stadien: dem Stadium der Vorbereitung, dem Stadium der Ausscheidung, dem Stadium der Kristallisation und dem Stadium der Koagulation der Karbidphase.

Das erste Stadium, die Vorbereitung des Zerfalls, besteht in dem vorliegenden Fall in der Fluktuation des Kohlenstoffs in den homogenen α-Mischkristall bis zu der einem Karbid entsprechenden Zusammensetzung. Außerdem wachsen die mit Kohlenstoff angereicherten Abschnitte innerhalb der festen Lösung bis zum kriti-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

schen Ausmaß der Keimgröße. Gleichzeitig damit kann es, je nach der unterschiedlichen chemischen Affinität des Legierungselements zum Kohlenstoff im Vergleich zu der des Eisens und Kohlenstoffs, in manchen Fällen zu einer Verschiebung in der Atomverteilung der Legierungselemente in den mit Kohlenstoff angereicherten Abschnitten und in dem verbliebenen α-Mischkristall kommen. Die Dauer des vorbereitenden Stadiums wird hauptsächlich durch die Beweglichkeit des Kohlenstoffs im α-Mischkristall mit der gegebenen Zusammensetzung bestimmt, da der Gehalt der Legierungselemente in den Eisenkarbiden in weiten Grenzen schwanken kann. Nach Beendigung des vorbereitenden Stadiums erfolgt eine Ausscheidung von Karbidkeimen aus der Lösung und ein Wachsen infolge Kohlenstoffdiffusion in das Karbid. Gleichzeitig setzt sich die Verteilung der Legierungselemente auf die ausgeschiedenen Karbidteilchen und den α-Mischkristall, im Stadium der Ausscheidung und dem Stadium der Kristallisation der Karbidphase, fort. Dabei ist zu berücksichtigen, daß die Diffusionsgeschwindigkeit der Atome des Legierungselements in das Raumgitter des α-Mischkristalls bei allen Anlaßtemperaturen unvergleichlich niedriger ist als die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in die genannte Lösung. Aus diesem Grunde müssen die Karbidteilchen im Augenblick der Ausscheidung und Kristallisation beispielsweise gleichviel Fe-Atome und Atome des Legierungselementes besitzen wie der α-Mischkristall vor der Ausscheidung, da während der vorbereitenden Periode die Verteilung der Legierungselemente nur in einem sehr unbedeutenden Grade erfolgen kann. Es ist also anzunehmen, daß der Gehalt der Karbide an Legierungselementen im Augenblick ihrer Ausscheidung aus dem α-Mischkristall dem Gehalt des α-Mischkristalls an Legierungselementen annähernd gleich ist. Hieraus folgt, daß sich beim Anlassen der meisten üblichen Stahlsorten mit dem Zerfall des Martensits ein Eisenkarbid oder Zementit bei niedriger Temperatur mit diesem oder einem anderen Gehalt an Legierungselementen bilden muß. Je nach dem Gehalt der festen Lösung an Legierungselementen entstehen Karbide der Formel $(Fe, Me)_x C$ oder $(Fe, Me)_3 C$. Die Sonderkarbide können sich unmittelbar aus dem α-Mischkristall nur dann ausscheiden, wenn die Konzentration des gegebenen Legierungselementes in der festen Lösung an der Sättigungsgrenze des Eisenkarbids mit diesem Element liegt (Fe_3C oder Fe_xC).

Die Kristallisationsperiode wird dann beendet sein, wenn der C-Gehalt des α-Mischkristalls der Sättigungskonzentration im Verhältnis zum gegebenen Dispersionsgrad der Karbidteilchen gleich ist; dieser Dispersionsgrad wird durch die Anlaßtemperatur und

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

die Ausgangskonzentration des Kohlenstoffs und des Legierungselementes in der festen Lösung bestimmt. Von diesem Moment an nimmt die Zahl der Karbidteilchen infolge der Ausscheidung von Kohlenstoff aus der festen Lösung stark an Geschwindigkeit ab; es folgt die Periode der Koagulation. Während der Koagulationsperiode ändert sich der C-Gehalt des α-Mischkristalls nur äußerst langsam. Die Verteilung der Legierungselemente auf α-Mischkristall und Karbidteilchen hält bis zum Erreichen der Gleichgewichtskonzentration des Legierungselementes in der Karbidphase und im α-Mischkristall an.

N. N. Sirota [27] stellte fest, daß im Gleichgewicht der Gehalt des Karbids an karbidbildendem Element durch den Dispersionsgrad der Karbide bestimmt wird. Unsere Untersuchungen haben gezeigt, daß die Konzentration des karbidbildenden Elements in der Karbidphase, die sich aus dem gegebenen α-Mischkristall bildet, um so höher sein wird, je niedriger der Dispersionsgrad der Karbidphase ist und je größer die Karbidteilchen sind. Umgekehrt werden die Karbidteilchen um so größer, je geringer deren Gehalt an nicht karbidbildenden Elementen ist. Daraus folgt, daß die Konzentration der nicht karbidbildenden und der karbidbildenden Elemente in dem α-Mischkristall von gegebener Zusammensetzung und der Karbidphase im Gleichgewichtszustand durch den Dispersionsgrad der Karbide bestimmt wird. Die Verteilung der Legierungselemente in dem α-Mischkristall und der ausgeschiedenen Karbidphase wird sich so lange fortsetzen, bis die Konzentration des Legierungselementes in dem α-Mischkristall die Sättigungskonzentration im Verhältnis zum gegebenen Dispersionsgrad der Karbidphase erreicht hat. Eine weitere Änderung der Zusammensetzung des α-Mischkristalls kann nur durch die verhältnismäßig langsam in den Karbiden verlaufende Koagulation erfolgen. Infolgedessen wird sich die Verteilung mit der Verlängerung der Anlaßzeit verlangsamen und praktisch völlig aufhören, so daß jedem Gehalt des Ausgang-α-Mischkristalls bei der gegebenen Anlaßtemperatur ein bestimmter, praktisch sich nicht ändernder Gehalt des Legierungselementes in dem α-Mischkristall und der Karbidphase entspricht.

Der Verlauf des Verteilungsprozesses hängt von der karbidbildenden Fähigkeit des Legierungselementes ab. Dabei gehen die nicht karbidbildenden Elemente, die eine verminderte Affinität zum Kohlenstoff gegenüber der zum Eisen haben, aus der Karbidphase in die Lösung über; sie werden im Karbid durch die Fe-Atome verdrängt, während die karbidbildenden Elemente, die eine erhöhte Affinität zum Kohlenstoff haben, umgekehrt aus dem

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

α-Mischkristall in das Karbid übergehen und in diesem die Fe-Atome verdrängen.

Allgemein wird der Unterschied, der im Gehalt der Karbidphase an Legierungselement und in dem Gehalt des α-Mischkristalls an Legierungselementen besteht, um so größer sein, je höher die Anlaßtemperatur, je höher die Konzentration des Legierungselementes und je niedriger der C-Gehalt des Stahls und die Anlaßdauer ist. Schematisch kann man den Verteilungsprozeß der Legierungselemente zwischen dem α-Mischkristall und der Karbidphase beim Anlassen von Sonderstahl in Bildern wiedergeben (75, 76).

Zu einer Verteilung der Legierungselemente kommt es bei allen Anlaßtemperaturen. Bei niedrigen Temperaturen verläuft sie infolge der geringen Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente bei niedriger Temperatur nur verhältnismäßig schwach. Es werden dabei nur die Anteile des α-Mischkristalls erfaßt, die unmittelbar an die Karbidteilchen angrenzen. Der zweite Grund für die schwache Verteilung bei niedrigen Anlaßtemperaturen liegt in dem hohen Dispersionsgrad der Karbidphase, da der Unterschied im Gleichgewichtsgehalt des Legierungselementes in der Karbidphase und im α-Mischkristall um so kleiner sein wird, je höher der Dispersionsgrad der Karbidphase ist. Somit müßte die Intensität der Verteilung der Legierungselemente beim Anlassen vom Stahl durch die Diffusionsfähigkeit des Legierungselementes in dem α-Mischkristall und durch den Dispersionsgrad der Karbidphase bestimmt sein. Danach müßte es bei einer bestimmten Temperatur zu einem intensiven Verlauf des Verteilungsprozesses für jedes Legierungselement kommen. Entsprechende Versuche haben gezeigt, daß die Verteilung der nicht karbidbildenden Elemente, so z. B. des Nickels und des Siliziums, oberhalb von 300 bis 350° C, eine bedeutende Entwicklung erfahren. Für die karbidbildenden Elemente liegen folgende Temperaturen vor: für Mangan bei 300 bis 350° C, für Chrom bei 400 bis 450° C, für Wolfram bei 550° und für Molybdän bei 600 bis 625° C.

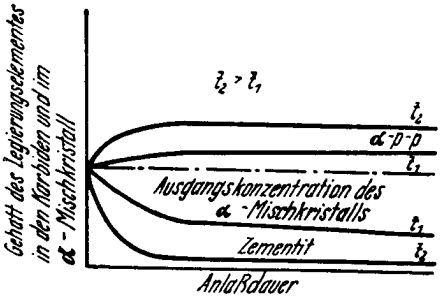

Bild 75. Schema der Verteilung der nicht karbidbildenden Elemente in der Karbidphase und im α-Mischkristall beim isothermen Anlassen

Da eine Erhöhung der Anlaßtemperatur über diese Temperaturen

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

hinaus zu einer starken Anreicherung der Karbidphase mit karbidbildenden Elementen führt, kann sich der Zementit in Stählen mit einem hohen Gehalt an karbidbildenden Elementen bei hohen Anlaßtemperaturen mit Legierungselementen bis zur Sättigungsgrenze anreichern. Bei einer weiteren Erhöhung der Anlaßtemperatur oder Verlängerung der Anlaßdauer gehen die Karbide vom Zementittyp unter solchen Bedingungen in ein Sonderkarbid über. Dieses Karbid wird in bezug auf seinen Gehalt an Legierungselementen das ärmste von allen möglichen Sonderkarbiden des gegebenen Elements sein. Bei einer weiteren Anreicherung der Karbidphase kann das zuerst gebildete Sonderkarbid in ein Sonderkarbid mit höherem Legierungsgehalt übergeführt werden.

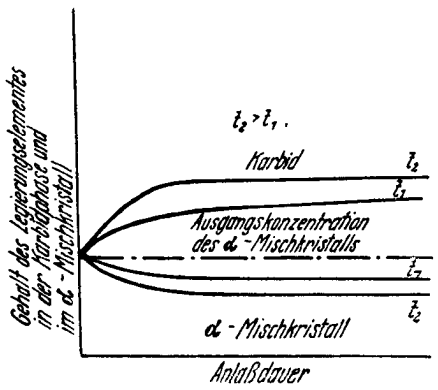

Bild 76. Schema der Verteilung der karbidbildenden Elemente in der Karbidphase und im α-Mischkristall beim isothermen Anlassen auf niedrige Temperaturen

Bei einem mit nicht karbidbildenden Elementen legierten Stahl wird eine Erhöhung der Anlaßtemperatur den Übergang des Legierungselementes aus der Karbidphase in den α-Mischkristall so lange intensivieren, bis die Karbidphase völlig frei von nicht karbidbildenden Elementen ist.

Infolge des Verteilungsvorgangs der Legierungselemente zwischen dem α-Mischkristall und der Karbidphase bei hohen Anlaßtemperaturen wird sich der größte Teil der karbidbildenden Elemente in der Karbidphase und der der nicht karbidbildenden Elemente in dem α-Mischkristall anreichern.

15. Einfluß der Legierungselemente auf die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem Martensit beim Anlassen

Die Analyse des Anlaßvorgangs bei C-Stahl zeigt, daß sich bei jeder Temperatur aus dem Martensit von gegebener Zusammensetzung verhältnismäßig schnell ein bestimmter Teil von Kohlenstoff ausscheidet, während der übrige Teil im α-Mischkristall zurückbleibt und sich auch mit der Verlängerung der Anlaßdauer praktisch nicht verändert. Diese Tatsache ist durch den hohen Disper-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

sionsgrad der Karbidphase und durch die geringe Geschwindigkeit der in ihnen ablaufenden Koagulationsvorgänge, insbesondere bei niedrigen Anlaßtemperaturen, zu erklären. Man kann den Kohlenstoff des Martensits in einen „überschüssigen" C_1 (Bild 77), d. h. in einen sich innerhalb der drei ersten Stadien des Martensitzerfalls schnell in Form von Karbiden ausscheidenden Kohlenstoff, und in einen „übriggebliebenen" C_2 (Bild 77) einteilen, der in dem α-Mischkristall oberhalb der Löslichkeitsgrenze des Kohlenstoffs im α-Eisen, infolge des hohen Dispersionsgrades der Karbidphase, zurückbleibt.

Die relativen Mengen des „überschüssigen" und „übriggebliebenen" Kohlenstoffanteils bedingen die mechanischen und physikalischen Eigenschaften des Stahls beim Anlassen, da diese Eigenschaften hauptsächlich durch den C-Gehalt des α-Mischkristalls wie auch durch die Menge und durch den Dispersionsgrad der ausgeschiedenen Karbide beeinflußt werden. Der relative Wert des „überschüssigen" und des „übriggebliebenen" Kohlenstoffanteils wird wiederum durch den C-Gehalt des Ausgangs-Martensits und durch die Anlaßtemperatur bestimmt.

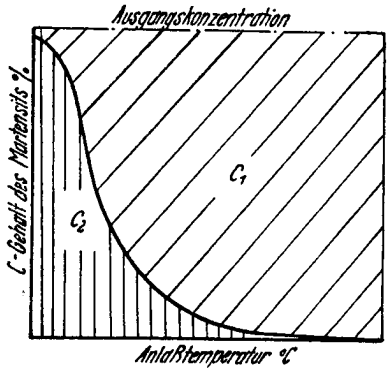

Bild 77. Schema der C-Ausscheidung beim Anlassen von auf Martensit gehärtetem C-Stahl

Einen bedeutenden Einfluß auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall üben auch die im Martensit vorhandenen Legierungselemente aus. Dabei ist der Einfluß der karbidbildenden und der nicht karbidbildenden Elemente verschieden. Die letzteren haben infolge ihrer verringerten Affinität zum Kohlenstoff nur einen schwachen Einfluß auf die C-Ausscheidung aus der festen Lösung. Es ist anzunehmen, was übrigens durch Versuche bestätigt wurde, daß die nicht karbidbildenden Elemente die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall sogar etwas beschleunigen. Infolge des schwachen Einflusses der nicht karbidbildenden Elemente auf den Martensit-Zerfall liegen die Kurven, die die Änderung des C-Gehalts des Martensits in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und der Anlaßdauer wiedergeben, praktisch ebenso oder so-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

gar etwas tiefer, als die Kurven, die sich beim Anlassen von C-Stählen mit demselben C-Gehalt ergeben (Bild 78).

Bedeutend stärker beeinflussen die karbidbildenden Elemente die Ausscheidung von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall. Dieser Einfluß zeigt sich zunächst in der Erhöhung des „übriggebliebenen" Kohlenstoffs, also des Kohlenstoffanteils, der sich beim Anlassen aus dem α-Mischkristall schwer ausscheidet. Dieser Umstand führt dazu, daß die Kurven der C-Ausscheidung bei Erhöhung der Anlaßtemperatur der mit karbidbildenden Elementen legierten Stähle über der Achse der C-Konzentration liegen werden (Bild 79).

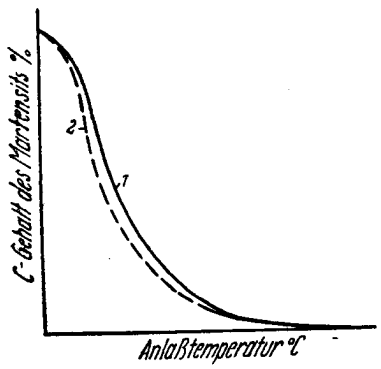

Bild 78. Schema der C-Ausscheidung aus auf Martensit gehärtetem keine karbidbildenden Elemente enthaltenden Sonderstahl
1 — C-Stahl; 2 — Stahl mit Elementen legiert, die keine Karbide bilden

Der hemmende Einfluß der karbidbildenden Elemente auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall ist zur Zeit noch nicht genügend geklärt. Es ist möglich, daß die Ausscheidung des überschüssigen Kohlenstoffanteils durch die festere Bindung der C-Atome und durch die der karbidbildenden Elemente in dem α-Mischkristall verhindert wird. Die Untersuchung hat gezeigt, daß der Kohlenstoffüberschuß C_1'' (Bild 79) des α-Mischkristalls so lange zurückgehalten wird, bis der Gehalt des Legierungselementes in ihm konstant ist. Aus diesem Grunde scheidet sich bei niedrigen Anlaßtemperaturen, wenn die Anreicherung der Karbidphase mit den Legierungselementen verhältnismäßig gering und die Konzentrationsänderung der Legierungselemente in dem α-Mischkristall nur verhältnismäßig unbedeutend ist, die überschüssige C-Menge C_1 nicht aus der Lösung aus. Beim Anlassen auf hohe Temperaturen erfolgt die Karbidanreicherung und die Verarmung des α-Mischkristalls an Legierungselementen bedeutend stärker. Deshalb ist es in dem Augenblick, in welchem der α-Mischkristall hinreichend an Legierungsbestandteilen verarmt ist, möglich, daß der α-Mischkristall aus dem verfügbaren C-Überschuß C_1'' als zweite Karbidgruppe ausscheidet. Die Ausscheidung dieses überschüssigen Kohlenstoffs C_1'' dürfte die Koagulation der ersten Karbidgruppe bei hohen Anlaßtemperaturen ebenfalls beschleunigen. Die Ausscheidung der zweiten Karbidgruppe wird sich wahrscheinlich

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

ebenso wie die der ersten vollziehen; doch dürfte der Gehalt des Legierungselementes in der zweiten Karbidgruppe im Augenblick der Ausscheidung etwas niedriger sein als in der ersten, da sich die zweite Phase aus dem α-Mischkristall ausscheidet, die im Vergleich zum Ausgangs-Martensit etwas ärmer an Legierungselement ist.

Die C-Ausscheidung in einem Sonderstahl mit karbidbildenden Elementen aus dem α-Mischkristall bei hohen Anlaßtemperaturen erfolgt in zwei Stufen. Zuerst scheidet sich der überschüssige Kohlenstoff C_I' (Bild 79) als erste Karbidphase aus; danach findet in dieser eine Anreicherung an Legierungselement aus dem α-Misch-

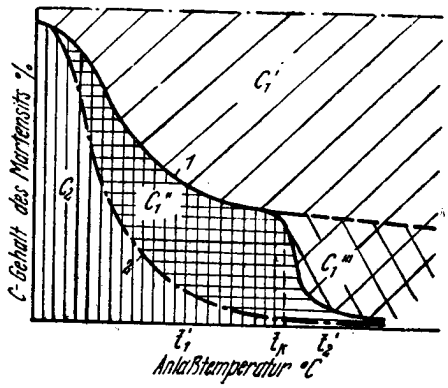

Bild 79. Schema der C-Ausscheidung aus einem mit karbidbildenden Elementen legierten Stahl
1 — Legierter Stahl; 2 — C-Stahl

kristall heraus statt. Anschließend kommt es zu der C-Ausscheidung C_I'' in Gestalt der zweiten Karbidphase. Während der weiteren Einwirkung erfolgt eine gleichzeitige Anreicherung beider Karbidphasen mit Legierungselementen bis zum Erreichen der Sättigungskonzentration des α-Mischkristalls im Verhältnis zum gegebenen Dispersionsgrad der Karbidphase. Letztere wird durch die Anlaßtemperatur und durch die Ausgangszusammensetzung des α-Mischkristalls bestimmt. Durch langes Anlassen bei hohen Temperaturen ist ein Ausgleich in der Zusammensetzung und des Dispersionsgrades beider Karbidphasen möglich. Bei den üblichen Haltezeiten wird jedoch ein Ausgleich in der Zusammensetzung nur bei solchen Stählen stattfinden, die mit Elementen vom Mangantyp legiert

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

sind, also mit solchen Elementen, die schon bei verhältnismäßig niedriger Temperatur stark in dem α-Mischkristall zu diffundieren beginnen. Unsere Untersuchungen haben gezeigt, daß sogar in Cr-Stählen bei allen Anlaßtemperaturen kein Ausgleich der Zusammensetzung der ersten und zweiten Karbidphase erfolgt.

Der Vorgang des Zerfalls des α-Mischkristalls und die Verteilung des Legierungselementes auf α-Mischkristall und Karbidphase bei niedrigen und hohen Temperaturen ist in den Bildern 75, 76 und 80 schematisch dargestellt.

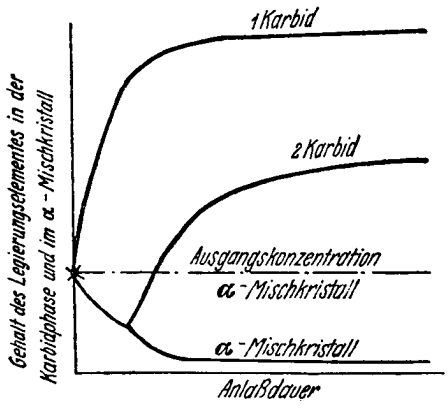

Bild 80. Schema für die Verteilung der karbidbildenden Elemente zwischen Karbidphase und α-Mischkristall beim isothermen Anlassen auf hohe Temperaturen

Eine Erhöhung der Anlaßtemperatur führt zu einem beschleunigten Zerfall des α-Mischkristalls, doch bleibt die Reihenfolge in der Ausscheidung der Anteile von C_1- und C_2-Kohlenstoff bestehen.

Wie gezeigt, beginnt eine intensive Diffusion der karbidbildenden Legierungselemente aus dem α-Mischkristall in die Karbidphase oberhalb einer bestimmten, für jedes Legierungselement eigenen Anlaßtemperatur. Aus diesem Grunde werden die Kurven der C-Ausscheidung aus der festen Lösung, je nach der Anlaßtemperatur, einen Knick aufweisen, der der Temperatur der beginnenden intensiven Anreicherung der Karbidphase mit dem Legierungselement entspricht (t_k, Bild 79). Bei der üblichen Anlaßdauer auf Temperaturen unterhalb dieser Temperatur kommt es beim Anlassen nur zur Ausscheidung der C-Konzentration C_1' und der α-Mischkristall weist eine verhältnismäßig hohe C-Übersättigung auf. Daraus folgt, daß der α-Mischkristall der gegebenen Zusammensetzung bis zu dieser Temperatur gegen das Anlassen widerstandsfähig ist.

Bei Temperaturen oberhalb des Knickes scheiden sich auch die Kohlenstoffmengen C_1' und C_1'' in Gestalt zweier aufeinanderfolgenden Karbidportionen aus (Bild 80, 81). Der Stahl wird deshalb bei diesen Temperaturen gegen das Anlassen nicht mehr widerstandsfähig sein. Die Temperatur, bei der der Knick liegt, wird durch die Natur des Legierungselementes und die Menge des

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

zurückgehaltenen Kohlenstoffs C_I'', durch die Konzentration an Kohlenstoff und Legierungselement und dessen karbidbildende Fähigkeit bestimmt.

16. Einfluß der Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften der angelassenen Stähle

Das gegebene Schema des Anlaßverlaufs der legierten Stähle gestattet, den Einfluß der Legierungselemente auf die mechanischen

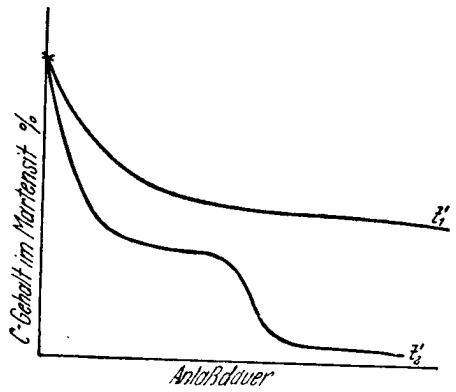

Bild 81. Schema der C-Ausscheidung beim isothermen Anlassen eines mit karbidbildenden Elementen legierten Sonderstahls
t'_1 — Temperatur unterhalb des Knickes;
t'_2 — Temperatur oberhalb des Knickes

Eigenschaften des angelassenen Stahls nach neuen Gesichtspunkten zu klären, da die Änderung ihrer mechanischen Eigenschaften durch die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem α-Mischkristall und durch die Verteilung der Legierungselemente zwischen Karbidphase und α-Mischkristall beeinflußt wird.

Die durch Anlassen bewirkte Änderung der mechanischen Eigenschaften kann man leicht durch Härtemessungen verfolgen. Die Härte ist eines der wichtigsten mechanischen Kennzeichen des Stahls, mit der auch viele andere mechanische Eigenschaften in einem gewissen Grade im Einklang stehen. Die Härte des Stahls ist in der Hauptsache durch den C-Gehalt des α-Mischkristalls, durch die Menge und durch die Dispersität der Karbidphase sowie durch die verfestigende Wirkung des Legierungselementes auf den Ferrit bestimmt.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Alle bisher durchgeführten Untersuchungen über die mechanischen Eigenschaften angelassener Stähle zeigen, daß die Härteänderung, die mit nicht karbidbildenden Elementen legierte Stähle beim Anlassen in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur aufweisen, praktisch der von C-Stahl beim Anlassen entspricht. Dies ist die Folge des fehlenden hemmenden Einflusses dieser Elemente auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall. Eigene, weitere Untersuchungsergebnisse sprechen dafür, daß die nicht karbidbildenden Elemente die Ausscheidung des Kohlenstoffs sogar etwas beschleunigen, obgleich sie wahrscheinlich umgekehrt die Diffusion von Kohlenstoff aus dem α-Mischkristall etwas zurückhalten. Infolgedessen äußert sich der Einfluß der nicht karbidbildenden Elemente auf die Härte des angelassenen Stahls im wesentlichen in der Verfestigung des Ferrits um so mehr, als die Karbidphase bereits bei den mittleren Anlaßtemperaturen praktisch keine nicht karbidbildenden Elemente enthält, da sie alle im Ferrit verankert sind. Die Kurve, die die von der Anlaßtemperatur abhängige Härteänderung eines mit nicht karbidbildenden Elementen legierten Stahls wiedergibt, entspricht der für einen C-Stahl erhaltenen Härtekurve. Erstere liegt jedoch infolge der Verfestigung des Ferrits und teilweise infolge einer gewissen Behinderung der Koagulation der Karbidphase durch erschwerte Diffusion des Kohlenstoffs in den α-Mischkristall höher (Bild 82).

Der Einfluß der karbidbildenden Elemente auf den Härteanlauf ist bedeutend komplizierter. Außer der Verfestigung des Ferrits üben sie einen starken Einfluß auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall, auf Zusammensetzung, Eigenschaften und auf den Dispersionsgrad der Karbidphase aus. Der vielseitige Einfluß der karbidbildenden Elemente führt zu Anomalien im Verlauf der Härtekurven bei Sonderstählen, die den Einfluß der Anlaßtemperatur und der Anlaßdauer auf die Härte wiedergeben.

Hierbei erweist sich der Einfluß der karbidbildenden Elemente als abhängig von der karbidbildenden Fähigkeit des Legierungselementes und seiner Konzentration im α-Mischkristall. Man kann diesen Einfluß leicht beim Anlassen von handelsüblichem, manganhaltigem C-Stahl verfolgen. Die Kurve, welche die Abhängigkeit der Härte von der Anlaßtemperatur des manganhaltigen C-Stahls wiedergibt, liegt bei 300 bis 350° C oberhalb der Kurve für C-Stahl. Bei 300 bis 350° C tritt auf der Härtekurve ein Wendepunkt auf; die Härte verläuft von nun ab wie bei C-Stahl (Bild 82). Dieser Wendepunkt kann nicht damit erklärt werden, daß das Mangan auf die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall keinen Einfluß hat. Die Untersuchungsergebnisse zeigen viel mehr, daß Mangan,

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

ebenso wie auch andere karbidbildende Elemente, das Ausscheiden eines Teiles Kohlenstoff aus der festen Lösung verhindert; sein hemmender Einfluß ist jedoch, infolge der schwachen karbidbildenden Fähigkeit des Mangans und infolge der verhältnismäßig leichten Diffusion des Mangans in den α-Mischkristall, verhältnismäßig unbedeutend und wirkt sich nur bis zu Temperaturen von 300 bis 350° C aus. Bei höheren Temperaturen tritt der endgültige

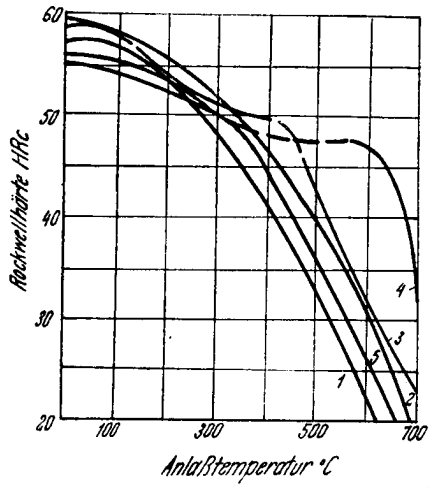

Bild 82. Härteänderung von Stahl beim Anlassen in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur
1 — C-Stahl mit 0,45 % C;
2 — Si-Stahl mit 0,45 % C und 2,3 % Si
3 — Cr-Stahl mit 0,45 % C und 2,9 % Cr;
4 — Mo-Stahl mit 0,45 % C und 2,0 % Mo;
5 — Mn-Stahl mit 0,45 % C und 0,75 bis 1,75 % Mn

Zerfall des α-Mischkristalls ein, der mit der Ausscheidung des überschüssigen, gelösten Kohlenstoffs in Form der zweiten Karbidphase verbunden ist. Der zweistufige Zerfall des Martensits des manganhaltigen C-Stahls, das Zurückhalten des überschüssigen gelösten Kohlenstoffs bis zu 300 bis 350° C bedingt auch die Erhaltung der erhöhten Härte des bis auf diese Temperaturen angelassenen manganhaltigen Stahls.

Bedeutend charakteristischer erscheint die in zwei Stufen erfolgende Härteabnahme in Stählen, die mit stärkeren karbidbil-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

denden Elementen, wie z. B. Chrom, Wolfram und Molybdän legiert sind. Beim Anlassen von Cr-Stählen sinkt die Härte bis zu 400° C nur unbedeutend; aber oberhalb dieser Temperatur tritt eine sehr starke Verringerung der Härte ein, die schließlich die Härte des Cr-Stahls etwa ebenso stark verringert, wie dies bei C-Stahl der Fall ist.

Die gleiche Erscheinung ist auch beim Anlassen von W- und Mo-Stahl zu beobachten. Der bei diesen Sonderstählen auf der Härtekurve zu beobachtende Wendepunkt liegt in voller Übereinstimmung mit den Werten, die bezüglich des Martensitzerfalls bei 550° bis 600° C für W-Stahl und bei 600 bis 625° C für Mo-Stahl erhalten wurden.

Der Wendepunkt, der auf den Härtekurven der Cr-, W- und Mo-Stähle auftritt, kann somit durch den in zwei Stufen erfolgenden durch die karbidbildenden Elemente bedingten Zerfall des α-Mischkristalls (Martensits) erklärt werden. Der Härteabfall bis zum Auftreten des Wendepunktes ist durch das Verbleiben einer beachtlichen Menge überschüssigen, gelösten Kohlenstoffs im α-Mischkristall, der die karbidbildenden Elemente enthält, bis zu dieser Temperatur zu erklären. Der Wendepunkt auf den Kurven deutet den vollkommenen Zerfall des α-Mischkristalls und das Ausscheiden des überschüssigen, gelösten Kohlenstoffes in Form der zweiten Karbidphase an (Bild 79).

Der hemmende Einfluß der karbidbildenden Elemente auf die C-Ausscheidung und die Zweistufigkeit des Martensitzerfalls ist auch recht gut aus dem Kurvenverlauf zu ersehen, der die Abhängigkeit der Härte von der Anlaßdauer bei verschiedenen Anlaßtemperaturen wiedergibt. Die Härte der Cr-, W- und Mo-Stähle nimmt beim Anlassen auf Temperaturen, die unterhalb des Wendepunktes der Kurve liegen, infolge der Ausscheidung eines Teiles des Kohlenstoffs in Form der ersten Karbidphase nur verhältnismäßig unbedeutend ab (Bild 83).

Dabei wird ein dem Gehalt an Legierungselement proportionaler Kohlenstoff-Anteil im α-Mischkristall zurückgehalten, so daß die Härte bei längeren Anlaßzeiten bedeutend höher liegt als die entsprechende Härte von C-Stählen.

Anlassen bei Temperaturen oberhalb des Knickes verringert die Härte des Stahls stufenartig. Im ersten Augenblick der Einwirkung fällt die Härte sehr schnell; die Härteziffer liegt aber im allgemeinen bedeutend höher als die von angelassenem C-Stahl. Nach der anfangs starken Minderung verringert sich die Härte bei einer weiter verlängerten Härtezeit (Anlaßdauer) nur wenig, da wäh-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

rend dieser Zeit der Übergang der Legierungselemente aus dem α-Mischkristall in die Karbidphase erfolgt. Nach einer genügenden Verarmung des α-Mischkristalls an karbidbildenden Elementen scheidet sich der überschüssige, im α-Mischkristall gelöste Kohlenstoff in Form der zweiten Karbidphase aus, was mit einer starken Abnahme der Härte des Stahls verbunden ist; sie erreicht die Härte eines bei derselben Temperatur angelassenen C-Stahls, was auf der Härtekurve durch einen Wendepunkt gekennzeichnet ist (Bild 83).

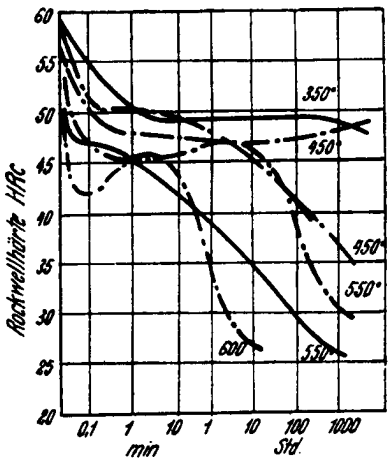

Bild 83. Verlauf der Härte von isotherm angelassenem Cr- und Mo-Stahl mit 0,33 % C; 4,0 % Cr bzw. —·—·— mit 0,35 % C; 2,0 % Mo

Die in den ersten Augenblicken nach der Ausscheidung der Karbide zu verzeichnende Erhöhung der Härte kann wahrscheinlich durch die Ausscheidung eines größeren Anteils der Karbidphase erklärt werden. Infolge der hohen Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs und der Legierungselemente in dem α-Mischkristall bei Temperaturen oberhalb des Wendepunktes der Härtekurve erfolgt eine schnelle Koagulation der Karbidphase, die zu einem schnellen Abfall der Härte des Stahls führt.

Zusammenfassend kann man auf Grund der vorliegenden allgemeinen Ergebnisse und der einschlägigen Literaturangaben über das Anlassen von Stahl die Behauptung aufstellen, daß ein Aufhalten des Martensitzerfalls beim Anlassen nur durch die karbid-

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

bildenden Legierungselemente erfolgen kann. Mit karbidbildenden Elementen legierte Sonderstähle sind gegen Gefüge- und Eigenschaftsänderungen beim Anlassen infolge der hemmenden Wirkung der karbidbildenden Elemente auf die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem α-Mischkristall widerstandsfähig.

Die Temperatur, bis zu der die Ausscheidung des Kohlenstoffs aus dem α-Mischkristall zurückgehalten wird, wird durch die Natur des Legierungselementes, seine Affinität zum Kohlenstoff und seine Diffusionsfähigkeit im α-Mischkristall bestimmt. Die an der Ausscheidung verhinderte Kohlenstoffmenge wird jedoch in erster Linie auf Grund der Natur des Legierungselementes und dessen Gehalt sowie des Kohlenstoffs im α-Mischkristall ermittelt.

Die nicht karbidbildenden Elemente verhindern die C-Ausscheidung aus dem α-Mischkristall nicht. Ihr Widerstand gegen die Abnahme der Härte beim Anlassen ist deshalb bedeutend geringer und kann wahrscheinlich nur durch die Verfestigung des Ferrits und durch die Schwierigkeit der Koagulation der Karbidphase erklärt werden.

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Literaturverzeichnis

[1] *S. S. Steinberg,* Metallkunde, Bd. II, Metallurgisdat, 1934.

[2] *S. S. Steinberg,* Thermische Stahlbearbeitung, Metallurgisdat, 1945.

[3] *G. W. Kurdiumow,* Zur Theorie des Härtens und Anlassens von Stahl. Sammlung wissenschaftlicher Berichte der Sektion für Metallkunde und thermische Bearbeitung des metallurg. Inst. WNITO, NITOM, 1940.

[4] *G. W. Kurdiumow* u. *N. L. Oslon,* Z. techn. Physik, 9 (1939)

[5] *P. L. Grusin, G. W. Kurdiumow* u. *R. I. Entin,* Metallurg, 8 (1940)

[6] *Arbusow* u. *G. W. Kurdiumow,* Z. techn. Physik, 10 (1940) u. 11 (1941)

[7] *E. S. Kaminski* u. *A. Kaznelson,* Z. techn. Physik, 3 (1945)

[8] *Gridnew* u. *Rappoport,* Metallurg, 11/12 (1940)

[9] *G. W. Kurdiumow,* Anwendung der Röntgenographie zur Erforschung der Materialien, ONTI, 1936

[10] *G. W. Kurdiumow,* Betriebslabor., 1 (1946)

[11] *S. T. Konobejewski,* Sammlung wissenschaftlicher Berichte der Sektion für Metallkunde und thermische Bearbeitung des metallurg. Inst., WNITO, NITOM, 1940

[12] *S. T. Konobejewski,* Anwendung der Röntgenographie zur Erforschung der Materialien, ONTI, 1936.

[13] *S. T. Konobejewski,* Mitt. Akad. Wissensch. UdSSR, Chem. Serie, 5, (1937)

[14] *G. W. Kurdiumow,* u. *L. M. Lyssak,* Z. techn. Physik, 5 (1949) u. (1946), S. 1307

[15] *I. W. Jsajtzew,* Z. techn. Physik, 7 (1947)

[16] *G. W. Kurdiumow* u. *R. I. Entin,* Die Anlaßsprödigkeit von Konstruktionsstählen, Metallurgisdat, 1946

[17] *G. W. Kurdiumow, I. W. Jsajtzew* u. *E. S. Kaminski,* Arbeiten des Instituts für Schwarzmetallurgie, Bd. 1 (1947)

[18] *A. S. Sawjalow,* Zur Theorie der Legierungen und thermischen Bearbeitung von Stahl, Oborongis, 1943

[19] *S. T. Kischkin,* Mitt. Akad. Wissensch. UdSSR, Abt. techn. Wissensch., 3 (1941)

[20] *S. T. Kischkin,* Mitt. Akad. Wissensch. UdSSR, Abt. techn. Wissensch. 5 (1941)

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

[21] *S. T. Kischkin,* Mitt. Akad. Wissensch. UdSSR, Abt. techn. Wissensch. 5, 6 (1943)

[22] *A. P. Guljajew* u. Mitarbeiter, Thermische Bearbeitung von Stahl, Maschgis, 1946.

[23] *A. P. Guljajew,* Metallkunde, Oborongis, 1948

[24] *A. P. Guljajew,* Fabriklabor., 1 (1946)

[25] *A. P. Guljajew,* Eigenschaften und thermische Bearbeitung von Schnelldrehstählen, Maschgis, 1939

[26] *I. L. Mirkin* u. *M. E. Blanter,* Metallurg, 8 (1940)

[27] *N. N. Sirota,* Ber. Akad. Wissensch. UdSSR, 3 (1943)

[28] *B. G. Liwschütz,* Die physikalischen Eigenschaften der Legierungen, Metallurgisdat, 1946

[29] *J. S. Umanski* u. Mitarbeiter, Die physikalischen Grundlagen der Metallkunde, Metallurgisdat, 1949

[30] *N. M. Popowa,* Betriebslabor., 3 u. 12 (1949)

[31] *N. M. Popowa,* Betriebslabor., 3 (1950)

[32] *W. D. Sadowski* u. *N. P. Tschuprakowa,* Arb. d. Ural-Filiale der Akad. Wissensch., UdSSR, 10

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

METALLKUNDLICHE BERICHTE

Herausgegeben von W. Köhler

Diese wissenschaftlichen Berichte erscheinen in Einzelbänden. Jeder Band ist kartoniert (im Format DIN A 5) und einzeln beziehbar.

Für die Sammlung stehen praktische Buchkassetten in Ganzleinen zum Preise von DM 2.50 zur Verfügung.

1. Mikroskopische Korngrößenmessung
   von Dr.-Ing. H. Müller, Berlin . . . . . DM 2.80
2. Eine neue Ätzung auf die Zementit- und Austenit-(γ)-Phase, insbesondere auf ihre Ausscheidungen im Härtegefüge
   von H. Klemm, Freiberg . . . . . DM 2.—
3. Über das plastische Verhalten der Metalle bei tiefer Temperatur
   von H. te Gude, Hamburg . . . . . DM 2.—
4. Über einatomare Deckschichten auf Uranmetall bei Temperaturen bis 220° C
   von O. Erbacher u. M. Ebert, Tettnang . . . . DM 2.—
5. Natriumthiosulfatlösung, ein neues Ätzmittel zum Nachweis der Phosphorverteilung im tehnischen Eisen
   von H. Klemm, Freiberg . . . . . DM 2.—
6. Rohrheizkörper als Bauelemente für Metallschmelzeinrichtungen
   von Ob.-Ing. I. F. Kesper, Offenbach . . . . . DM 2.—
7. Die spektrochemische Stahluntersuchung
   von O. Niezoldi, Berlin . . . . . DM 2.—
8. Versuche zur Verwertung serpentinischer Gesteine für die Nickelgewinnung
   von R. M. Müller, Loeben . . . . . DM 2.80
9. Beitrag zur Prüfung der Bindung von Verbundgußteilen, insbesondere von Verbundgußlagern
   von Ob.-Ing. O. H. Hummel, Frankfurt a. M. . DM 2.—
10. Über ein neues Gerät zur Herstellung von Verbundgußlagern mit niedrig schmelzenden Ausgußmetallen
    von Ob.-Ing. O. H. Hummel, Frankfurt a. M. . . DM 2.—
11. Ein neues Präzisionsgießverfahren
    von Dr. E. W. Pleines, Braunschweig . . . . DM 2.80
12. Über die Härtbarkeit von Borstählen
    von W. Köhler, Berlin
    Borierung von Eisen aus der Gasphase
    von Dr.-Ing. Eipeltauer, Wien . . . . . DM 2.80

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

13. Die wirtschaftliche Gemenge- und Förderkontrolle in der Metallurgie. Die pneumatische Förderung in der Hütten- und Gießereiindustrie
von Ob.-Ing. I. F. Kesper, Offenbach . . . . . DM 2.80
14. Die röntgenographische Mengenanalyse und die Erkennbarkeit von Gemischen kristalliner Stoffe im Röntgen-Feinstrukturdiagramm
von Prof. Dr. F. Lihl, Wien . . . . . DM 2.80
15. Entwicklung, Stand und Zukunft des Gußeisens
von F. Roll. Duisburg . . . . . DM 2.80
16. Die Beeinflussung der elektrischen Leitfähigkeit sehr dünner Metalldrähte durch das umgebende Medium
von Prof. Dr. G. F. Hüttig, Graz . . . . . DM 2.—
17. Druckgußgerechtes Gestalten
von Dr. E. W. Pleines, Braunschweig . . . . . DM 2.80
18. Die Gefüge des Eisen-Kohlenstoff-Systems
von H. Klemm, Freiberg . . . . . DM 3.60
19. Das Verhalten verschiedener Stähle bei Flüssigkeits-Schlagbeanspruchung infolge Öl-Kavitation
von M. Vater, Neuß . . . . . DM 2.80
20. Die Struktur von mit Rückzug gezogenem Kupferdraht
von C Ohlrich, Hamburg . . . . . DM 2.—
21. Technik und Chemie der metallographischen Gefügeentwicklung
von H. Klemm, Freiberg . . . . . DM 3.60
22. Über die Bildung von Ferro-Silizium-Schutzschichten auf Eisen
von E. Fitzer-M. Nießner, Wien . . . . . DM 3.60
23. Die Wasserstoffbestimmung in Magnesiumlegierungen. Ein Beitrag zur Frage der Keimbildung bei ihrer Erstarrung
von Dr. Walter Mannchen, Dessau . . . . . DM 2.—
24. Wolframkarbidfreie Hartmetalle
von Dr. R. Kieffer — Dr. F. Kölbl, Reutte/Tirol . DM 2.—
25. Verfahren zur Messung der magnetischen Eigenschaften von Eisenkernen bei kleinen Feldstärken mit Wechselstrom
von W. Holleufer, Berlin . . . . . DM 2.—
26. Natriumthiosulfat, ein neues Ätzmittel für Nichteisenmetalle
von H. Klemm, Freiberg/Sa. . . . . DM 2.—

Weitere Berichte sind inzwischen erschienen

Zu beziehen durch jede Buchhandlung

VERLAG TECHNIK BERLIN

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9

9,50 DM

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2012/05/11 : CIA-RDP80S01540R002600110008-9